

**Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava**

Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

Katedra materiálového inženýrství



## **DIPLOMOVÁ PRÁCE**

Vliv cementace na strukturní charakteristiky oceli 16MnCr5

Effect of carburizing technology on the structure  
characteristics of 16MnCr5 steel

## Zadání diplomové práce

Student:

**Bc. Patrik Purtátor**

Studijní program:

N3923 Materiálové inženýrství

Studijní obor:

3911T036 Progresivní technické materiály

Téma:

Vliv technologie cementace na strukturní charakteristiky oceli 16MnCr5  
Effect of carburizing technology on the structure characteristics of  
16MnCr5 steel

Jazyk vypracování:

čeština

Zásady pro vypracování:

1. Úvod
2. Teoretická část – Chemicko-tepelné zpracování ocelí: a) Cementace ocelí; b) Nitridace ocelí; c) Další postupy chemicko-tepelného zpracování ocelí.
3. Experimentální část – Analýza struktury oceli 16MnCr5 po různých technologických postupech cementace: a) Kvalitativní strukturní analýza; b) Kvantitativní strukturní analýza – stanovení obsahu zbytkového austenitu; c) Měření mikrotvrdosti.
4. Diskuse výsledků
5. Závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

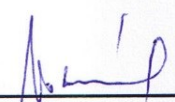
- [1] *ASM Handbook, Volume 04, Heat treating*. Materials Park Ohio: ASM International, 2002. ISBN 0-87170-379-3.
- [2] TOTTEN, G. E. *Steel Heat treatment, Metallurgy and technologies*. 2. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2007, 820 s. ISBN 0-8493-8455-9.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

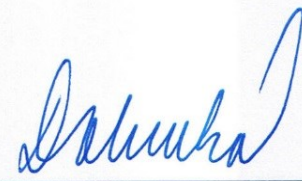
Vedoucí diplomové práce: **prof. Dr. Ing. Jaroslav Sojka**

Datum zadání: 30.11.2015

Datum odevzdání: 12.05.2016

  
prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.  
vedoucí katedry



  
prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.  
děkanka fakulty

# Zásady pro vypracování diplomové práce

## I.

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

## II.

### Uspořádání diplomové práce:

- |  |                              |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list                              | 6. Obsah DP                  |
| 2. Originál zadání DP                        | 7. Textová část DP           |
| 3. Zásady pro vypracování DP                 | 8. Seznam použité literatury |
| 4. Prohlášení + místopřisežné prohlášení     | 9. Přílohy                   |
| 5. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky |                              |

ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.

ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.

ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP. („Zásady pro vypracování diplomové práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 4) Prohlášení + místopřisežné prohlášení napsané na zvláštním listu (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP. V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 5) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 6) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 7) Textová část DP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
- Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury). V případě, kdy zadání DP vychází ze spolupráce se subjekty mimo VŠB -TU Ostrava a řešení studenta, týkající se citlivých dat spolupracujícího subjektu, je zpracováno v samostatné zprávě, tak zveřejněná část DP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran a celkový rozsah DP bude min. 45 stran.

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm, zarovnání do bloku. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno.



Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 9). Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 8) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.

ad 9) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

### III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahore: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*  
*Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství*  
*Katedra .....*

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*


dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní DP také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

### IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem navazujícího magisterského studia Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2015/2016.

Ostrava 2. 11. 2015

  
**Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.**  
děkanka Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství  
VŠB-TU Ostrava

# PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на ве́доміі, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́доміі, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě .....

7.5.2016



.....  
podpis (jméno a příjmení studenta)

## **Poděkování**

Rád bych poděkoval panu prof. Dr. Ing. Jaroslavu Sojkovi za odborné vedení při tvorbě diplomové práce, cenné rady, připomínky a čas, který mi věnoval. Současně tímto děkuji paní Naděždě Brychtové za její vstřícnost a pomoc při realizaci praktické části.

Tato diplomová práce vznikla za přispění projektů Studentské grantové soutěže SP2016/103 Specifický výzkum v metalurgickém, materiálovém a procesním inženýrství a SP2016/111 Studium vztahů mezi strukturními parametry a vlastnostmi pokročilých materiálů.

## **Abstrakt**

Tato práce se zabývá vlivem technologických parametrů cementace na strukturu cementované vrstvy ozubených kol používaných v převodových skříních. Jedná se o posouzení, zdali dojde ke snížení zbytkového austenitu v povrchové vrstvě snížením uhlíkového potenciálu pecní atmosféry při zachování dalších charakteristik cementované vrstvy.

Pro analýzu byla použita ozubená kola, která jsou součástí převodové skříně. Byly použity tři vzorky, kdy se u dvou vzorků lišil pouze obsah nauhličující atmosféry, třetí byl zakalen do jiného média. U těchto vzorků byla hodnocena tvrdost a dále obsah zbytkového austenitu pomocí obrazové analýzy a RTG difrakční analýzy. U vzorku se sníženým uhlíkovým potenciálem byl zjištěn nižší obsah zbytkového austenitu než u vzorku se standardní cementací, což prokázalo správnou hypotézu o sníženém obsahu této fáze v cementované vrstvě.

### **Klíčová slova**

Cementace, zbytkový austenit, mikrostruktura, obrazová analýza, RTG difrakční analýza.

## **Abstract**

This thesis deals with the influence of some technological parameters of case hardening for the structure of carburized layer.

Gear wheels were part of gear boxes. Three samples were used in this study, when two samples were produced with only different carbon potential of the furnace atmosphere and the third sample was hardened in oil. Their hardness and content of residual austenite was assessed using image analysis and X-ray diffraction analysis. The sample with reduced carbon potential in the furnace atmosphere had lower content of residual austenite than the standard sample, which confirmed the hypothesis that this technology can result in decreasing residual austenite content.

### **Key words**

Case hardening, residual austenite, microstructure, image analysis, X-ray diffraction analysis.

# Obsah

<b>1</b>	<b>Úvod .....</b>	<b>3</b>
	<b>TEORETICKÁ ČÁST .....</b>	<b>4</b>
<b>2</b>	<b>Způsoby zpracování oceli .....</b>	<b>4</b>
<b>3</b>	<b>Chemicko-tepelné zpracování.....</b>	<b>5</b>
3.1	Základní pochody .....	5
3.2	Struktury povrchových vrstev .....	9
3.3	Způsoby chemicko-tepelného zpracování .....	10
3.3.1	Cementace .....	10
3.3.2	Nitridace .....	19
3.3.3	Karbonitridace .....	20
3.3.4	Nitrocementace.....	20
3.3.5	Boridování .....	21
<b>4</b>	<b>Degradační pochody cementovaných součástí .....</b>	<b>23</b>
4.1	Mikrotrhliny v cementovaných součásti.....	23
4.2	Zvýšený obsah zbytkového austenitu a masivních karbidů.....	24
4.3	Zbytková pnutí.....	25
4.4	Povrchová a vnitřní oxidace součástí .....	27
<b>5</b>	<b>Tepelné zpracování po cementování .....</b>	<b>29</b>
5.1	Kalení.....	29
5.1.1	Přímé kalení.....	31
5.1.2	Kalení s podchlazením .....	31
5.1.3	Kalení po novém ohřevu .....	32
5.1.4	Dvojité kalení .....	32
5.2	Nízkoteplotní popouštění.....	33
<b>6</b>	<b>Metody studia zbytkového austenitu.....</b>	<b>34</b>
6.1	Obrazová analýza .....	34
6.1.1	Technické vybavení.....	34
6.1.2	Příprava vzorků .....	35
6.1.3	Metody studia .....	35
6.2	RTG difrakční analýza.....	38
6.2.1	Technické vybavení.....	40
6.2.2	Rentgenová absorpční analýza .....	41
6.2.3	Metody studia .....	41



<b>EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST .....</b>	<b>43</b>
<b>7 Popis zkoumaného materiálu .....</b>	<b>43</b>
7.1 Vlastnosti oceli 16MnCr5 .....	44
7.2 Využití oceli 16MnCr5 .....	45
<b>8 Použité experimentální metodiky .....</b>	<b>46</b>
8.1 Tvrdost a hloubka cementačních vrstev .....	46
8.2 Kvantitativní analýza obsahu zbytkového austenitu .....	47
8.2.1 Metoda digitálního zpracování obrazu .....	47
8.2.2 RTG difrakční analýza .....	49
<b>9 Analýza dosažených výsledků .....</b>	<b>51</b>
9.1 Výsledky mikrotvrdosti a určení cementované hloubky .....	51
9.2 Mikrostruktura zkoumaných vzorků .....	53
9.3 Výsledky metody digitálního zpracování obrazu .....	57
9.4 Výsledky RTG difrakční analýzy .....	58
<b>10 Závěr .....</b>	<b>60</b>
<b>11 Použitá literatura .....</b>	<b>61</b>
<b>12 Použité značky .....</b>	<b>63</b>

# 1 Úvod

Ozubená kola představují tvarově složité součásti. Ve spojení kola s pastorkem tvoří soukolí, kdy dvě a více spolu zabírající kola vytváří ozubený převod. Tyto převody slouží k přenosu krouticího momentu a rotačního pohybu jednoho hřídele na druhý bez prokluzu. Pro výrobu ozubených kol se využívá celá škála materiálů v závislosti na použití, např. šedá litina, ocel, slinuté karbidy, mosaz, bronz a plastické hmoty. Pro přenos velkých krouticích momentů je nezbytné využít chemicko-tepelného zpracování povrchu, aby se docílilo zvýšení tvrdosti povrchové vrstvy, nejčastěji cementací. Cementace představuje proces, kdy je povrch součásti sycen uhlíkem za účelem vyvolání změny chemického složení oceli v povrchové vrstvě difúzními reakcemi při zvýšené teplotě a vhodném složení pecní atmosféry. Tato záměrně vyvolaná struktura se projeví zvýšenou tvrdostí povrchu, zatímco jádro zůstává houževnaté. Po cementaci je ocel obvykle kalena a popouštěna na nízkou teplotu, kdy součást získá požadované vlastnosti. Prudkým ochlazením oceli z austenitické teploty dochází k transformaci na martenzit s určitým podílem zbytkového austenitu. Zbytkový austenit v povrchové vrstvě oceli nepříznivě snižuje tvrdost cementované vrstvy, a proto je v některých případech nutné upravit technologii zpracování tak, aby jeho obsah nepřesáhl určitou hodnotu.

Cílem této práce je vyhodnocení vlivu změn technologie cementace (úprava uhlíkového potenciálu atmosféry při cementaci, resp. změna kalicího média) na obsah zbytkového austenitu v cementované vrstvě ocelových ozubených kol pomocí obrazové analýzy a RTG difrakční analýzy.

# TEORETICKÁ ČÁST

## 2 Způsoby zpracování oceli

Provádí se za účelem dosažení požadované struktury kovu s požadovanými mechanickými, chemickými a fyzikálními vlastnostmi, které se podílejí na životnosti dané součásti. Tyto požadované struktury jsou vyvolány změnou teploty, popř. účinkem aktivního prostředí při tepelném zpracování, za současné změny vnitřní stavby materiálu a v jejich důsledku i změny vlastností. Vlivem působení vnějších podmínek můžeme tepelná zpracování rozdělit na:

- **Tepelné zpracování**

U tohoto procesu se mění vnitřní struktura (fáze) kovu úmyslně pomocí změn teploty záviselých na čase. Řadíme zde žíhání, kalení a popouštění.

- **Chemicko-tepelné zpracování**

Chemicko-tepelné zpracování je další proces, při kterém se za určitého teplotního cyklu a za vhodně zvoleného složení pecní atmosféry mění chemické složení povrchových vrstev nebo i celého objemu výrobku.

Při tomto způsobu zpracování dochází k difúznímu sycení povrchu výrobku většinou nekovovými prvky. Příkladem je sycení povrchu uhlíkem, tzv. cementování, nebo dusíkem, tzv. nitridování. Dále se používají také kovy, jako je Cr nebo Al, např. pro zlepšení odolnosti proti korozi povrchových vrstev (hovoříme o chromování nebo alitování). Při objemovém chemicko-tepelném zpracování se odstraňují nežádoucí příměsi jako vodík nebo uhlík z celého objemu výrobku. Příkladem je protivločkové žíhání nebo oduhličování elektro-plechů. [1]

- **Termomechanické zpracování**

Využívá společné působení změn teploty a deformační energie, tj. plastické deformace, za vzniku změny struktury výrobku, která může zvýšit mechanické vlastnosti výrobku. Zde nalézá své uplatnění proces tváření, při kterém dochází ke zjemnění zrna, a tedy zvýšení pevnosti výrobku. [1]

### 3 Chemicko-tepelné zpracování

Chemicko-tepelné zpracování je proces, při kterém je záměrně vyvolaná změna chemického složení oceli v povrchových vrstvách za zvýšené teploty pomocí difúzních mechanismů. Povrchová vrstva oceli se obohacuje v prostředí pevném, kapalném nebo plynném. Do určité hloubky se povrch součásti obohacuje daným prvkem (např. C, B, N, Al, Si), zatímco jádro součásti zůstává beze změny. Tato změna vede k požadovaným mechanickým a fyzikálně-chemickým vlastnostem povrchu oceli. Provádí se za účelem zvýšení tvrdosti povrchu součásti a jeho odolnosti proti opotřebení, únavě a korozi. Jádro součásti disponuje nižší tvrdostí a je houževnatější. Za účelem změny chemického složení na povrchu součásti se provádí ohřev v aktivním prostředí, kdy daný prvek proniká do podpovrchových vrstev. Požadovaných vlastností součásti se může dosáhnout následným tepelným zpracováním, kterým je obvykle kalení a nízkoteplotní popouštění.

Představuje velký význam pro průmyslovou výrobu součástí. Spolehlivě dokáže nahradit drahé slitinové oceli za účelem snížení nákladů výroby součástí. [1, 2]

Povrchové vrstvy součástí disponují dobrou odolností proti korozi a únavě. Mechanické vlastnosti můžeme regulovat chemickým složením povrchu součásti a následným tepelným zpracováním celého objemu (např. cementování). Dalším způsobem může být samotná změna chemického složení součásti povrchu (např. nitridování). [1, 2, 3]

Chemicko-tepelné zpracování můžeme rozdělit na:

- **Objemové** – docílení změny chemického složení v celém objemu součásti. Řadíme zde žíhání pro snížení obsahu vodíku nebo uhlíku v oceli.
- **Povrchové** – docílení změny chemického složení pouze povrchové vrstvy a její určité hloubky. Díky této změně se mění jak mechanické, tak i fyzikálně-chemické vlastnosti součásti.

#### 3.1 Základní pochody

Chemicko-tepelné zpracování je tvořeno určitými pochody, které mohou na sebe navazovat a vzájemně se podmiňovat. Jedná se o tyto základní pochody:

- a) adsorpce,
- b) disociace,
- c) absorpce,
- d) difúze.

Při dostatečně vysoké teplotě reagují použitá prostředí s povrchem oceli, rozkládají (disociují) molekuly sloučenin a uvolňují požadovaný prvek v atomárním stavu (aktivní atom). Ten je absorbován povrchem oceli a dále se pohybuje mřížkou železa difúzním mechanismem, nejčastěji ve směru koncentračního spádu, tj. ve směru od povrchu k jádru. Tyto pochody jsou intenzivní v závislosti na druhu oceli, druhu nasycujícího prvku, chemickém složení prostředí, teplotě syčení atp. Jednotlivé pochody jsou specifikovány v následujících odstavcích.

#### **a) Adsorpce molekul chemických sloučenin**

Při tomto procesu dochází k nahromadění molekul (adsorbátu) nasycujícího prostředí (plynné nebo kapalné molekuly) na nasyceném povrchu pevné látky (adsorbentu) účinkem přitažlivých sil. Stav nasyceného povrchu výrazně ovlivňuje průběh adsorpce. Molekuly jsou adsorbovány pouze aktivními centry povrchu s vhodnou krystalovou stavbou, nikoli celým povrchem. Četnost těchto center může být snížena oxidací povrchu a nebo jeho znečištěním, což může vést k menší molekulě. [4]

Rozlišujeme dva druhy adsorpce:

- *Fyzikální povahy (fyziosorpce)*, kde se uplatňují slabé van der Waalsovy vazby interakcí mezi molekulami plynu (adsorbátu) a povrchem (adsorbentu). Po tomto procesu je stále zachována molekulární struktura, která pouze relaxuje, tzn. že se jen velmi mírně mění meziatomové vzdálenosti a mezivazebné úhly, ale k rekonstrukci povrchu nedojde. Probíhá spontánně, bez aktivace, a tedy rychle. Při zvyšování teploty se uvolňují sorpční vazby a množství sorbovaného plynu klesá. Nevyžaduje aktivovaný komplex jako chemisorpce. [4]

- *Chemické povahy (chemisorpce)*, při které dochází reakcí mezi adsorbentem a adsorbátem k rozpadu původních molekul za vzniku nových. Vyžaduje aktivovaný komplex, ke kterému je třeba vynaložit aktivační energii pro překonání tzv. aktivační bariéry. Při zvýšené teplotě nad určitou hodnotu aktivuje sorpční vazby a množství sorbovaného plynu roste. [4]

Adsorpce, a tedy její rychlost, je závislá na několika faktorech:

- povaha materiálu a obohacujícího prvku,
- množství aktivních atomů obohacujícího prvku v atmosféře a v povrchové vrstvě kovu,
- čistota povrchu materiálu,
- teplota a tlak. [4]



## b) Disociace

Při tomto procesu dochází k rozpadu molekul sloučenin sytící látky za vzniku aktivních atomů, které jsou absorbovány povrchem, například podle rovnice (1) a (2). Většinou je tento proces vratný. Průběh disociace se řídí zákony chemických reakcí a lze ho vyjádřit pomocí rovnovážné konstanty, např. podle vztahu termické disociace metanu (3) nebo vztahu termické disociace amoniaku (4). Tento průběh disociace může ovlivnit adsorpci i zpětně. [1]



$$K_p = \frac{a_c \cdot p_{\text{H}_2}^2}{p_{\text{CH}_4}} \quad (3)$$

$$K_p = \frac{a_N \cdot p_{\text{H}_2}^2}{p_{\text{NH}_3}} \quad (4)$$

, kde  $p$  jsou parciální tlaky příslušných plynů,  $a_c$  je aktivita uhlíku a  $a_N$  je aktivita dusíku.

## c) Absorpce

Absorpce je proces, při kterém dochází k pohlcování aktivních atomů nasyceným povrchem. Při absorpci povrchu je absorbována jen malá část aktivních atomů vzniklých disociací. Závislost míry absorpce na čase je parabolická. [1]

## d) Difúze

Tento přenosový jev lze charakterizovat jako přenos částic hmoty (nejčastěji atomů nebo iontů), kdy hybnou silou je snížení Gibbsovy volné energie, resp. snížení chemického potenciálu složek soustavy. Je podřízena zákonům termodynamiky. Nejčastěji probíhá tak, že částice hmoty se pohybují z míst o vyšší koncentraci do míst o nižší koncentraci určitého prvku. Dochází tedy ke snížení koncentračního gradientu. Tento určitý typ difúze nese název z angl. „down-hill diffusion“ („difúze z kopce“). V některých méně obvyklých případech probíhá difúze naopak. Koncentrační rozdíly zvyšují, tzn. že se atomy pohybují z oblastí s nižší koncentrací do oblastí s vyšší koncentrací difundujícího prvku. Tento typ difúze se nazývá z angl. „up-hill diffusion“ („difúze do kopce“). [5]

Difúze ustává tehdy, je-li hodnota chemického potenciálu jednotlivých složek v jakémkoliv místě soustavy stejná, tzn. systém je v rovnovážném stavu. Dále je to nejpomalejší krok a udává rychlost celého nasycování. Aby pohyb atomů ve směru koncentračního spádu účinně probíhal, musí být splněny následující podmínky za předpokladu, že mezi plynem a povrchem oceli je koncentrační spád:

- na povrchu základního kovu musí být stále dostatečná koncentrace difundujícího prvku,
- předmět musí mít dostatečně vysokou teplotu pro zvýšení pohybu atomů. [5]

Hloubka difúzní vrstvy je závislá na čase podle parabolické závislosti. Závislost hloubky vrstvy se řídí vztahem (5):

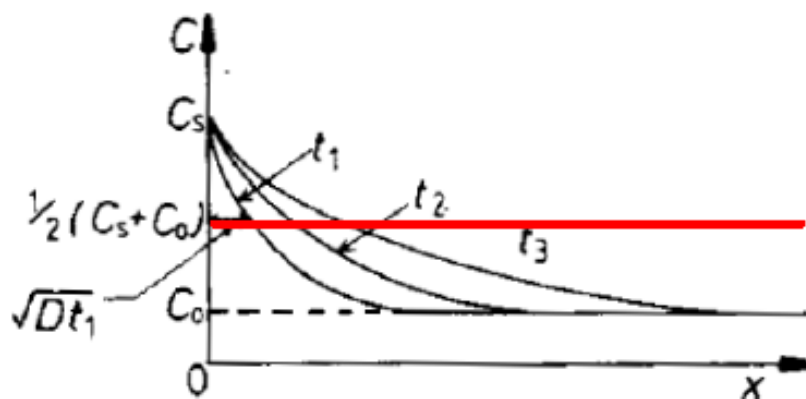
$$x^2 = k \cdot t \quad (5)$$

, kde  $x$  je hloubka nadifundované vrstvy,  $k$  je konstanta závislá na teplotě a  $t$  je doba sycení. [5]

Tzv. *difúze ze stálého difúzního zdroje* lze docílit sycení povrchu libovolného kovového materiálu nějakým prvkem, který je na povrchu a pod povrchem oceli vyžadován. Schématické znázornění difúze ze stálého zdroje je znázorněno na obr. 1. V počátečním čase  $t = 0$  v libovolném místě oceli pod povrchem je roven obsah uhlíku  $c_0$ . Na povrchu oceli je po celou dobu konstantní koncentrace uhlíku  $c_s$ . Koncentrace uhlíku je dána uhlíkovým potenciálem atmosféry a v podpovrchových vrstvách se mění tak, jak znázorňují křivky na obr. 1. Koncentraci uhlíku  $c(x, t)$  jako funkci hloubky pod povrchem  $x$  a doby difúze  $t$  je možné vyjádřit ze vztahu (6) [5]:

$$\frac{c(x, t) - c_0}{c_s - c_0} = 1 - \operatorname{erf} \left[ \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right] \quad (6)$$

, kde  $c_0$  je počáteční koncentrace daného prvku v materiálu,  $c_s$  je povrchová koncentrace prvku (je konstantní),  $x$  je hloubka pod povrchem,  $D$  je difúzní koeficient daného prvku a  $t$  je doba difúze. Erf je errorní neboli chybová funkce.



**Obr. 1:** Schématické znázornění difúze ze stálého zdroje, kde  $t_1 < t_2 < t_3$ . [5]

Používané plynné atmosféry při tepelném zpracování se skládají z molekul CO, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, vodní páry, O<sub>2</sub>, NH<sub>3</sub>, CH<sub>4</sub> a některých dalších uhlovodíků, které dokáží reagovat mezi sebou i s katalyzujícím povrchem nauhličující se součásti (a stěnou pece), čímž dochází k uvolnění nebo pohlcení uhlíku, kyslíku, vodíku a dusíku. Reakce mezi složkami plynu jsou homogenní, v případě interakce mezi plynou atmosférou a povrchem součásti se tyto reakce označují jako heterogenní, které jsou zodpovědné za přenos hmoty. Tyto reakce jsou řízeny prvním a druhým termodynamickým zákonem, jejichž sjednocením lze odvodit vztah pro Gibbsovu volnou energii (7), která je hybnou silou difúze. [6]

$$G = U + pV - TS \quad (7)$$

, kde  $U$  je vnitřní energie systému,  $p$  je tlak,  $V$  je objem,  $T$  je teplota a  $S$  je entropie.

Gibbsovu volnou energii pro reakci (8) lze vyjádřit vztahem (9). [6]

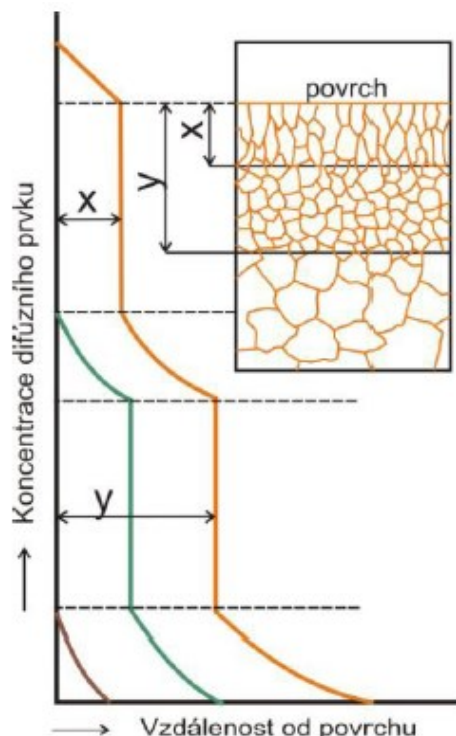


$$\Delta G = -RT \ln \frac{p_{\text{CO}}^2}{p_{\text{CO}_2} \cdot p_{\text{C}}^0} \quad (9)$$

, kde  $p_{\text{CO}_2}$  a  $p_{\text{CO}}^2$  jsou parciální tlaky plynů a  $a_{\text{C}}$  je aktivita uhlíku,  $R$  je univerzální plynová konstanta a  $T$  je teplota.

### 3.2 Struktury povrchových vrstev

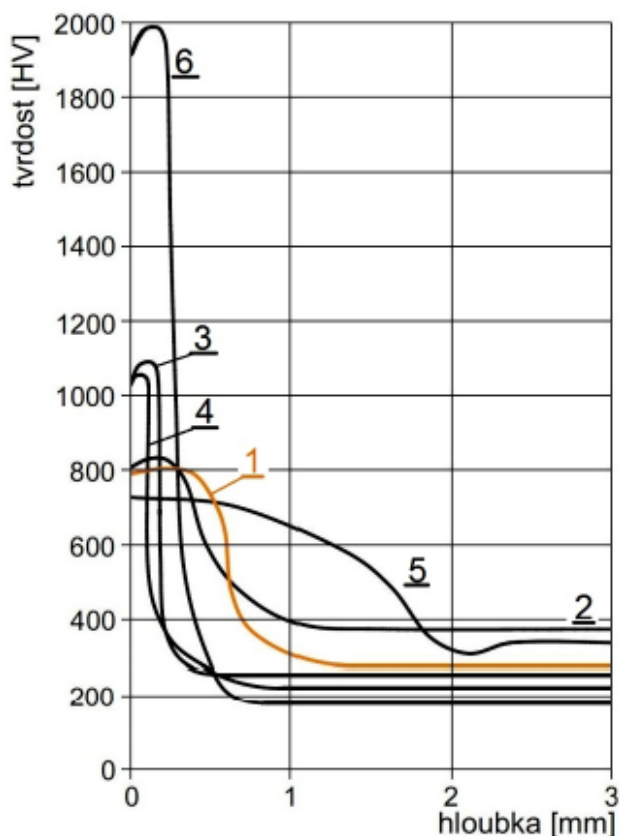
Jednotlivé struktury jsou určeny rovnovážnými podmínkami základního a difundujícího prvku. Jestliže jsou oba tyto prvky dokonale rozpustné v tuhém stavu, existuje plynulý koncentrační spád mezi povrchem a jádrem. Pokud je jejich rozpustnost v tuhém stavu omezená, vyskytují se v koncentračním spádu skoky, které mají vliv na vznik mezivrstev, jak je patrné z obr. 2. Povrchovou vrstvu tvoří tzv. sloupcové krystaly orientované kolmo k povrchu. Na povrchu oceli vznikají zárodky nové fáze, které rostou ve směru gradientu koncentrace s malým bočním růstem. Hodnocením difúzní vrstvy se ověřuje hloubka, rovnoměrnost vrstvy na povrchu a její tvrdost. [1]



Obr. 2: Schéma mikrostruktury difúzní vrstvy a změna koncentrace prvku B v difúzní vrstvě prvku A. [1]

### 3.3 Způsoby chemicko-tepelného zpracování

Povrchové a podpovrchové vrstvy oceli lze ovlivnit použitím požadovaného prvku. Jednotlivé způsoby chemicko-tepelného zpracování, včetně povrchového kalení, jsou znázorněny na obr. 3, kde je zobrazena závislost průběhů tvrdosti a difúzní vrstvy. Jedná se především o tyto procesy: cementace, nitridace, karbonitridace, nitrocementace a boridování. Tyto procesy budou představeny v následujících odstavcích. [7]



**Obr. 3: Srovnání průběhů tvrdosti difúzních vrstev pro určitý typ procesu a povrchového kalení v závislosti na hloubce vrstvy: 1 – cementace, 2 – nitrocementace, 3 – nitridace, 4 – karbonitridace, 5 – povrchové kalení, 6 – boridování. [7]**

#### 3.3.1 Cementace

Cementování neboli nauhličování oceli je proces, při kterém dochází k sycení povrchu uhlíkem pomocí difúzních mechanismů. Nauhličování se provádí v prostředí tuhém (cementační prášek, dřevěné uhlí), kapalném (solné lázně), a/nebo plynném ( $\text{CH}_4$ ,  $\text{CO}$ ) při teplotě nad  $A_{c3}$  (850–900 °C). Při této teplotě je ocel v oblasti austenitu, kdy je materiál schopen uhlík dobře rozpouštět. Cementovaná vrstva má nejčastěji hloubku okolo 1 mm (v některých případech i vyšší) a její tvrdost dosahuje až 800 HV. [8, 9]

V povrchové vrstvě cementované součásti dominuje eutektoidní (cca 0,8 hm. % C) anebo v některých případech i nadeutektoidní koncentrace uhlíku. Oceli k cementování jsou voleny tak, aby obsah uhlíku oceli byl v rozmezí 0,10 až 0,25 hm. %. Obvyklý obsah uhlíku v cementované vrstvě je cca 0,85 hm. %. Obsah uhlíku vyšší než 1 hm. % vede ke snížení houževnatosti cementované vrstvy díky vyloučení nadeutektoidních karbidů na hranicích zrn. [8, 9]

Díky procesu cementování lze vytvořit součásti, které disponují ořezuvzdorností, odolností vůči únavě, event. i korozní odolností. Nejčastěji se používá tento proces na ozubená a řetězová kola, čepy, hřídele atp. Po skončení cementace následuje kalení a popouštění na nízkou teplotu, aby cementační vrstva získala požadované mechanické vlastnosti. [3, 8, 9]

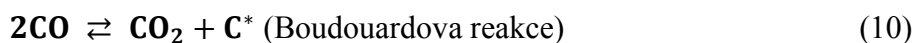
K cementování se používají oceli s nízkým obsahem uhlíku, které neobsahují velké množství legujících prvků. Dále se používají oceli slitinové (legované); nejběžnější využívaná je nízkolegovaná mangan-chrómová ocel. [3, 8, 9]

Rozložení a obsah uhlíku v cementované vrstvě závisí na:

- použitím nauhličovacím prostředí (na uhlíkovém potenciálu pecní atmosféry);
- výši cementační teploty;
- době výdrže na této teplotě;
- chemickém složení cementované oceli;
- především na obsahu uhlíku a prvků, které jsou karbidotvorné.

### **3.3.1.1 Rovnovážné a nerovnovážné stavy při cementaci**

Průběh nauhličování udávají procesy jako jsou adsorpce, disociace, absorpce a difúze. Aktivní atomární uhlík může vznikat podle rovnice (10) pro termickou disociaci CO (nauhličování v pevném stavu) nebo podle rovnice (11) pro termickou disociaci CH<sub>4</sub> (nauhličování v plynném prostředí).



Proces disociace probíhá za zvýšených teplot, za kterých je ocel v austenitickém stavu. V tomto austenitickém stavu je velká rozpustnost uhlíku. Během procesu nauhličování jsou vedle sebe dvě fáze v plynném stavu CO a CO<sub>2</sub> nebo CH<sub>4</sub> a H<sub>2</sub> a povrch oceli s určitým obsahem uhlíku. Jestliže dosáhne tento obsah uhlíku v povrchu oceli za daného složení pecní atmosféry určité hodnoty, zpomalí se proces adsorpce a tím tedy i rychlost disociace. Zvýšení adsorpce lze uskutečnit zvýšením obsahu CO nebo CH<sub>4</sub> v pecní atmosféře, ve které se ocel vyskytuje.



Okamžitý průběh reakcí je možné sledovat na základě termodynamického rozboru rovnováhy jednotlivých složek atmosféry. Rovnováhu lze popsat rovnovážnou konstantou plyných složek označovanou  $K$ , která je určena podle Guldberg-Waageova zákona parciálními tlaky jednotlivých složek. Rovnovážnou konstantu pro reakci (12) je možno vyjádřit vztahem (13).



$$K = \frac{p_{\text{CO}}^2}{a_{\text{C}} \cdot p_{\text{CO}_2}}, \quad (13)$$

, kde  $p_{\text{CO}_2}$  a  $p_{\text{CO}}^2$  jsou parciální tlaky plynů a  $a_{\text{C}}$  je aktivita uhlíku.

Aktivitu uhlíku  $a_{\text{C}}$  lze odvodit pomocí rovnice (14), která je úzce spojena s koncentrací uhlíku v austenitu a s aktivním koeficientem uhlíku  $f_{\text{C}}$ .

$$a_{\text{C}} = f_{\text{C}} \cdot \text{hm. \% C} \quad (14)$$

Rovnovážná konstanta je funkcí teploty a lze ji vyjádřit pro rovnici (12) vztahem (15).

$$\log K = \frac{-8918}{T} + 9,1148 \quad (15)$$

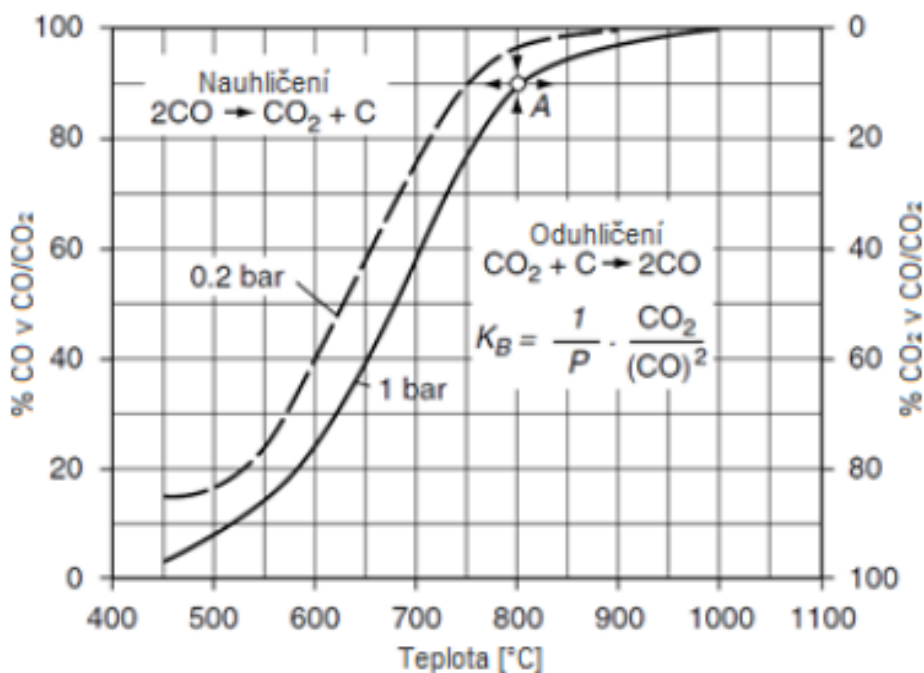
, kde  $T$  je absolutní teplota.

K udržení obsahu uhlíku, resp. uhlíkovému potenciálu v povrchu austenitu je potřebné znát parciální tlaky plynů  $\text{CO}$  a  $\text{CO}_2$ , které lze vypočítat kombinací rovnice (13) a (14):

$$\text{hm. \% C} = \frac{1}{K \cdot f_{\text{C}}} \cdot \frac{p_{\text{CO}}^2}{p_{\text{CO}_2}} \quad (16)$$

V případě reakce (12), že tato reakce probíhá ve směru zprava doleva, se jedná o exotermickou reakci a dochází k cementování až k dosažení nové rovnováhy. [3]

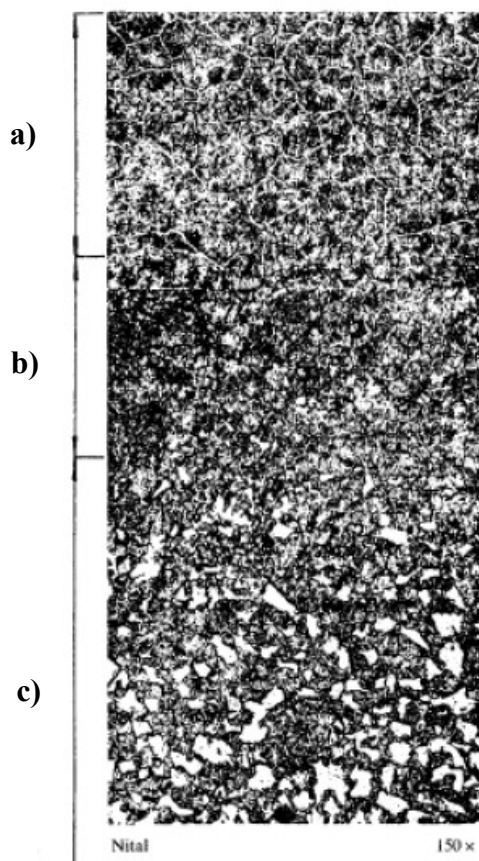
Obr. 4 zobrazuje rovnováhu mezi nauhličením a oduhličením pro Boudouardovu reakci v přítomnosti čistého uhlíku v závislosti na tlaku a teplotě. [10]



Obr. 4: Boudouardova reakce v rovnováze s čistým uhlíkem [10]

### 3.3.1.2 Struktura nauhličených součástí

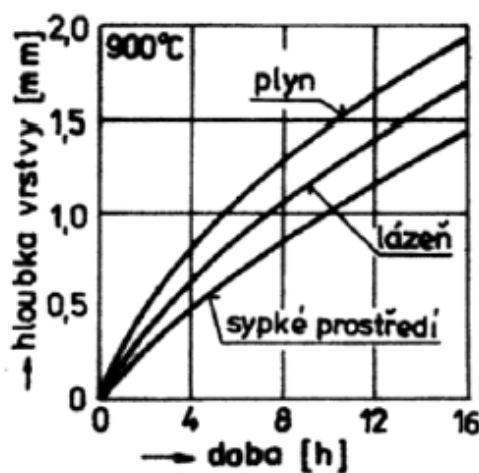
Cementovaná povrchová vrstva tvořená austenitem o různé koncentraci uhlíku postupně přechází do jádra součásti, kde je hodnota koncentrace uhlíku v rozmezí 0,10 až 0,25 %. Pokud je obsah uhlíku v součásti vyšší než eutektoidní koncentrace, objevuje se na povrchu součásti cementitické síťové odpovídající rovnovážnému diagramu. Okrajová oblast součásti je do určité hloubky nadeutektoidní, kde strukturu tvoří cementitické síťové a perlit. Na tuto nadeutektoidní vrstvu navazuje eutektoidní vrstva, která přechází ve vrstvu podeutektoidní skládající se z feritu a perlitu. Většinou se využívá takové technologie cementování, aby v povrchové vrstvě nevznikalo cementitické síťové, které způsobuje zkřehnutí a může se také odlupovat, což vede k většímu opotřebení. Z tohoto velmi důležitého důvodu se v povrchové vrstvě nepřekračuje obsah uhlíku 0,9 až 1,0 %. Na obr. 5 je znázorněna vrstva po nauhličení, která se skládá z nadeutektoidní vrstvy, eutektoidní vrstvy a podeutektoidní vrstvy. [2, 7]



Obr. 5: Difúzní vrstva po nauhličení: a) nadeutektoidní vrstva, b) eutektoidní vrstva, c) podeutektoidní vrstva. [2]

### 3.3.1.3 Technologie cementování

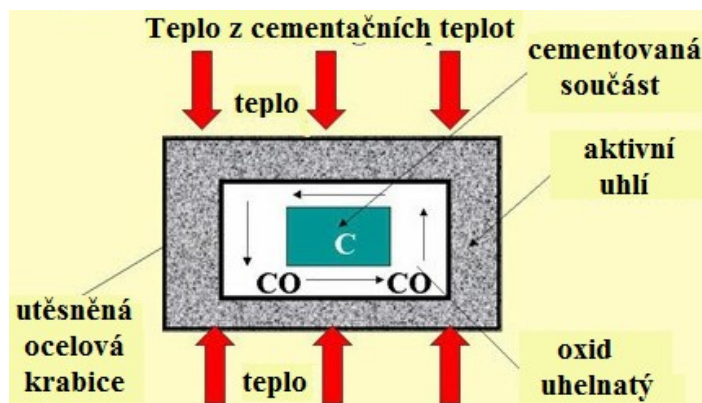
Z technologického pohledu se dělí cementování oceli v prostředí **pevném (sypkém), kapalném nebo plynném**. Při cementaci v plynném prostředí se v poslední době využívá nejčastěji vakuové a plazmové cementace. Na obr. 6 je zachycena hloubka nauhličené vrstvy v závislosti na době nauhličování pro jednotlivá nauhličující prostředí. Z obrázku je patrné, že nauhličením součásti v plynném prostředí lze docílit největší hloubky cementované vrstvy. [11]



Obr. 6: Hloubka cementační vrstvy v závislosti na době nauhličování v jednotlivých prostředích. [11]

- **Pevné prostředí**

U této technologie je součást zasypána v uzavřené krabici ze žáruvzdorné oceli pomocí práškové směsi z dřevěného uhlí s přísadou 7–20 %  $\text{BaCO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  nebo  $\text{CaCO}_3$ . Směs prášku funguje jako aktivátor, který urychluje proces nauhličení a udržuje stále optimální poměr atmosféry v krabici. Schéma procesu je znázorněno na obr. 7. Cementační krabice se zbožím utěsněné ohnivzdornou hlinou se vkládají do komory kalící pece, kde jsou po předem stanovenou dobu vystaveny dané cementační teplotě.



Obr. 7: Schéma procesu nauhličování v pevném prostředí. [12]

Při dostatečné nauhličující teplotě reaguje uhlík z dřevěného uhlí s kyslíkem, jehož množství zůstalo v prostoru krabice, za vzniku CO. Oxid uhelnatý se rozkládá při styku s rozžhaveným povrchem oceli na oxid uhličitý  $\text{CO}_2$  a uhlík podle rovnice (17).



Atomární uhlík povrchem součásti reaguje dále s  $\text{CO}_2$  za vzniku CO podle rovnice (18) a rozkladem tohoto vzniklého plynu se získávají další atomy uhlíku.

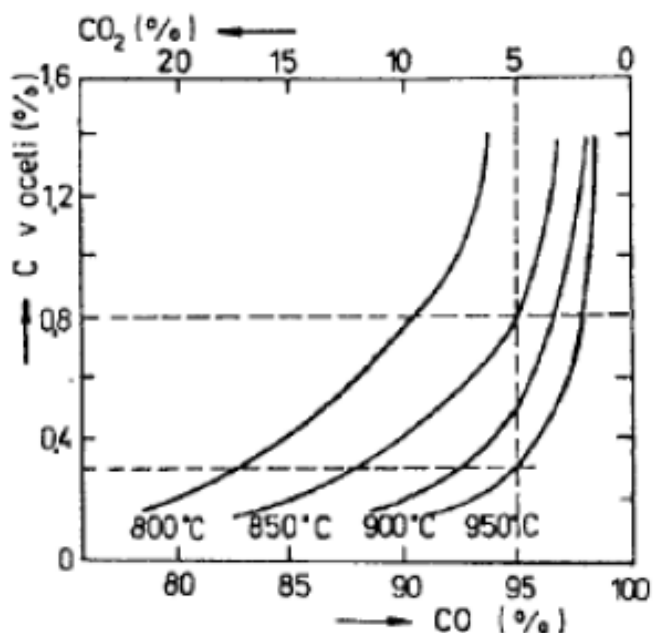


Proces je možné urychlit přítomností aktivátorů, které buď uvolňují potřebný oxid uhelnatý pro reakci (10) nebo naopak na sebe vážou přebytečný. Aktivátory tedy udržují stále optimální poměr  $\text{CO}:\text{CO}_2$  atmosféry a udržují průběh reakce (10) ve směru doprava. Proces aktivace lze vyjádřit rovnicí (19).



Pokud je tento poměr  $\text{CO}:\text{CO}_2$  atmosféry příznivější pro  $\text{CO}_2$  na úkor CO, probíhá reakce (18) ve směru doleva, kdy dochází k tzv. nauhličování povrchu součásti. Toto nauhličení součásti je znázorněno na obr. 8. [7, 13, 14]

Cementace v tomto prostředí skýtá řadu nevýhod, např. cementace je zdlouhavá (přírůstek hloubky vrstvy je asi 0,1 mm/hod), kontrola složení cementační atmosféry je obtížná, kdy může z tohoto důvodu dojít k nerovnoměrnosti nasycující vrstvy. [7, 13]



Obr. 8: Složení atmosféry (CO:CO<sub>2</sub> v obj. %) v závislosti na obsahu uhlíku v oceli po nauhličení za různých teplot. [13]

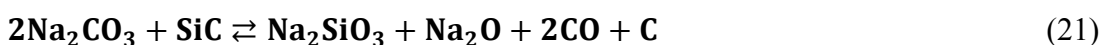
- **Kapalné prostředí**

Využívají se zde lázně roztavených chloridových solí v kapalném stavu s přísadou kyanidů (KCN, NaCN) jako zdroj uhlíku, popřípadě i dusíku, který představuje aktivní složku lázně. Kyanidové lázně můžeme rozdělit na nízkoteplotní a vysokoteplotní. Teplota se pohybuje okolo 845–900 °C s hloubkou vrstvy od 0,13 až 0,25 mm. Jejich hlavní složkou jsou kyanid sodný a chlorid sodný. Vysokoteplotní kyanidování se provádí při 900–950 °C, kdy hloubka vrstvy se pohybuje od 0,5 až do 3,0 mm. Tyto lázně obsahují kyanid sodný a chlorid barnatý a výsledná reakce (20) je označována jako přeměna kyanamidu.



Výhodnější možností se jeví použití kombinace těchto lázní. Za účelem vyšší rychlosti nauhličení se součást nejprve vloží do vysokoteplotní lázně a poté do nízkoteplotní lázně. I díky tomuto postupu se během kalení jako následného zpracování snižuje deformace součásti a minimalizuje množství zbytkového austenitu. [14]

Cementování v kyanidových lázních má velkou nevýhodu v tom, že je velice nebezpečné z důvodu jedovatých kyanidů, a proto byly nahrazeny solemi Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> a SiC jako zdroje uhlíku. Tento aktivní uhlík se uvolňuje např. reakcemi (21) a (22).



I přes velké rychlosti nauhličování není tato technologie příliš rozšířená. [7, 13, 14]

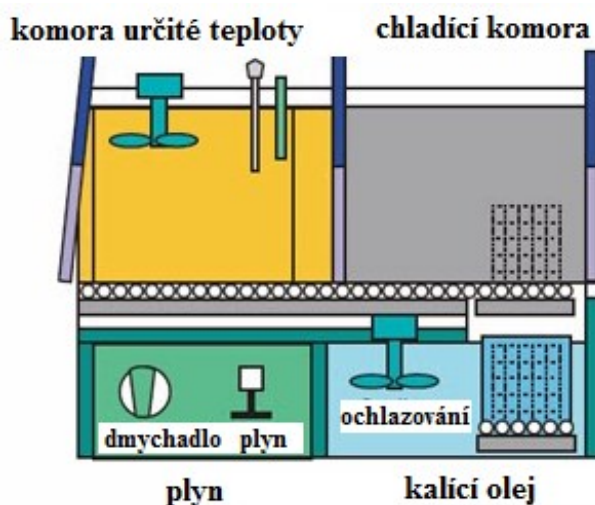


- **Plynné prostředí**

V plynném prostředí cementace dochází k přenosu hmoty při rozdílných potenciálech složek plynné atmosféry a součásti. Buď může uhlík přecházet do součásti (mluvíme o nauhličení), nebo je ze součásti emitován do plynné atmosféry (mluvíme o oduhličení). Na této technologii se podílí oxid uhelnatý a uhlovodíky (metan, propan, butan), které disociují aktivní uhlík, např. podle reakce [12]:



Vsázka (součásti k cementování) je volně uložena v prostoru pece, přes který proudí pecní atmosféra. Teplota cementace leží v rozmezí 900–930 °C, u uhlíkových ocelí se používají teploty vyšší, u slitinových ocelí jsou teploty cementace nižší. U malosériové výroby se využívají plynotěsné šachtové elektrické pece s nucenou cirkulací atmosféry. Pro velkosériovou výrobu se používají průběžné pece, které umožňují hned po procesu cementace další operace, které mohou být kalení a popouštění. K cementaci lze využít i víceúčelové komorové pece s atmosférou vyrobenou v generátoru. Obr. 9 znázorňuje schéma kontinuální pece používané při cementaci v plynném prostředí. U kontinuální pece je proces kalení a propouštění ve stejné jednotce. [12, 15]



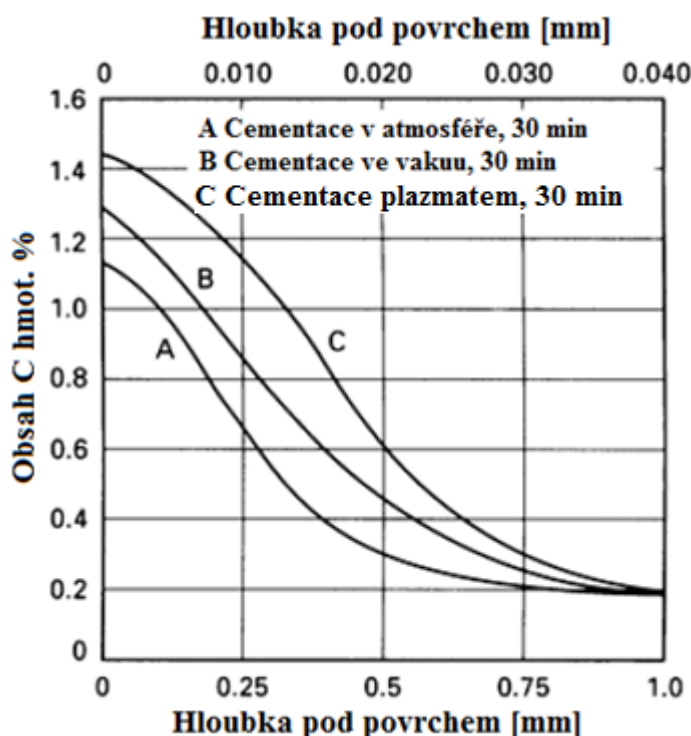
Obr. 9: Kontinuální cementační pec pro plynné prostředí. [12]

### Vakuové cementování

Z důvodu oxidace součásti se při vakuovém cementování nevyužívají oxidační složky ( $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ). Při tomto způsobu nauhličení se ocel austenitizuje na cementační teplotu při tlaku vakua 10 až 40 Pa pro pece s grafitovými topnými součástkami (nebo 40 až 70 Pa pro pece s topnými tělesy karbidu křemíku  $\text{SiC}$ ). Následně je nauhličena při odpovídajícím parciálním tlaku uhlovodíku a inertního plynu (dusíku). Poté ocel většinou podstupuje difúzní žihání při tlaku 70 až 130 Pa s následným zakalením do oleje nebo proudícím plynem.

Vakuové cementování disponuje rovnoměrnou hloubkou nauhličené vrstvy ve srovnání s konvenčním atmosférickým cementováním. Mechanické vlastnosti jsou lepší, neboť nedochází k oxidaci na hranicích zrn. Díky vysokoteplotnímu procesu dochází k časovým úsporám. [11]

Na obr. 10 je znázorněn průběh obsahu C v hmot. % v závislosti na hloubce nauhličení pro jednotlivé způsoby cementace. Cementace vytvořená pomocí plazmatu dosahuje nejvyššího obsahu uhlíku v hmot. % v povrchové vrstvě oceli, než je tak u cementace vytvořené ve vakuu a v atmosféře. [14]



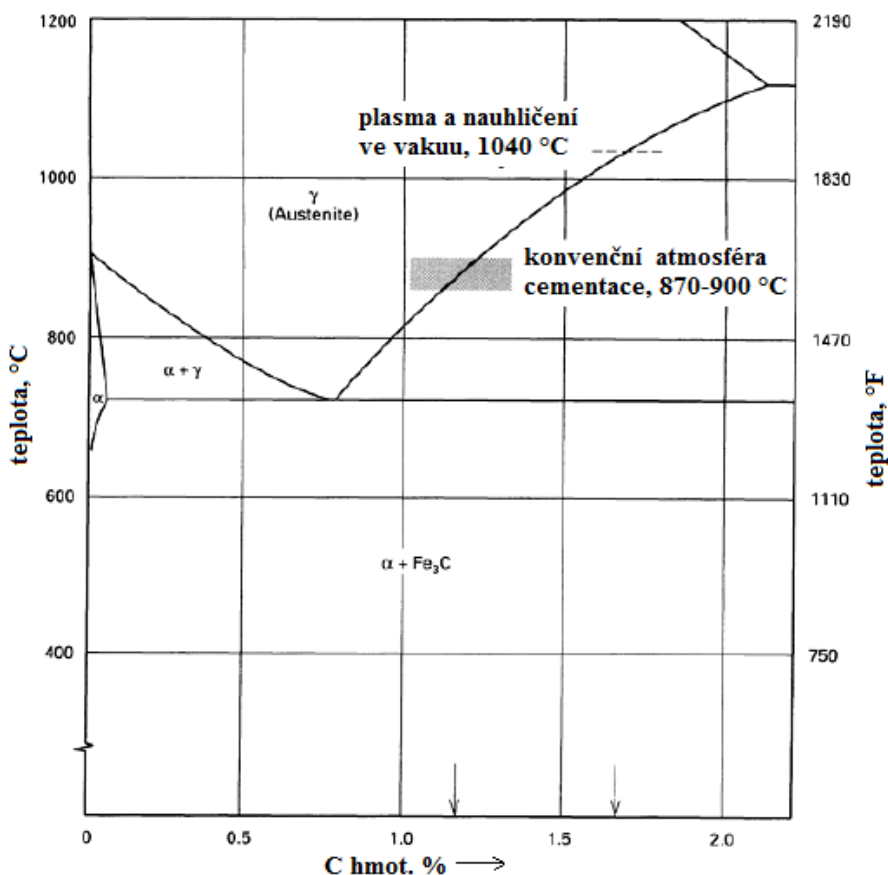
Obr. 10: Profil uhlíkového gradientu AISI 8620 v závislosti na hloubce pod povrchem a na způsobu nauhličení při teplotě 980 °C po dobu 30 min. [14]

### Plazmové (iontové) cementování

Tento proces urychluje cementování tím, že pomocí doutnavého výboje ve vakuu přivádí ionty nesoucí uhlík na povrch součásti. U konvenčního cementování v plynu je rozdíl ten, že dochází k rozkladu metanu postupně. Iontové cementování zaručuje rovnoměrnou hloubku vrstvy, poskytuje čistější a bezpečnější prostředí ve srovnání s atmosférickým nauhličováním. [7]

Obr. 11 znázorňuje oblast, ve které se využívá plazmové a vakuové nauhličování. Plazmové a vakuové nauhličení se provádí v prostředí zbaveném o kyslík, umožňuje vyšší pracovní teploty a tím i vyšší míru difúze. Další výhodou těchto metod je zvýšená rozpustnost uhlíku v austenitu při zvýšených teplotách, tzn. že rozpustnost uhlíku v austenitu se zvýší

z hodnoty 1,2 hmot. % C na 1,6 hmot. % C, viz šipky v obr. 11. Tento stav je spojen s vysokým a velmi rychlým nasycením povrchu oceli vlivem účinku vyšší koncentrace rozpuštěného uhlíku v austenitu. [14]



Obr. 11: Znázornění použitých metod nauhličení v oblasti s nízkým obsahem uhlíku v diagramu Fe-C. Šipky označují zvýšení meze rozpustnosti uhlíku v austenitu. [14]

### 3.3.2 Nitridace

Při procesu nitridování dochází k sycení povrchu kovu dusíkem při teplotách 495 až 560 °C (pod teplotou  $A_{c1}$  pro feritické oceli). Nejčastěji používaným prostředkem k tomuto procesu je amoniak  $NH_3$ , který se využívá k nitridaci v plynném prostředí. V porovnání s cementováním je tento proces cca 10krát pomalejší. Vzniklé vrstvy jsou tenké cca 0,25 až 0,65 mm, kdy celková doba procesu je cca 30 až 60 hod. V těchto vrstvách se nacházejí stabilní a jemně disperzní nitridy. Díky těmto fázím dochází ke zvýšení tvrdosti povrchové vrstvy, tj. zvýšení odolnosti vůči opotřebení, zvýšení odolnosti vůči korozi a dále dochází k vyšší odolnosti povrchu vůči změkčení vlivem zvýšených teplot až do teplot nitridace. V porovnání s cementací dostaneme při nitridování vyšší tvrdosti vrstvy s nižší hloubkou. Takto vytvořené tenké vrstvy (obvykle max. 0,3 mm) mohou přenášet jen malé specifické tlaky. Při vyšší tlaci je potřebné využít legovaných ocelí s vyšší tvrdostí jádra. U uhlíkových ocelí nedochází k výraznému zvýšení tvrdosti. Vysoké tvrdosti lze docílit až u slitinových ocelí

obsahující Cr, V, W, Mo nebo Al, díky vytvořeným stabilním nitridům těchto prvků při teplotách nitridování, díky kterým se zvyšuje koncentrace dusíku v povrchové vrstvě a zvětšují její hloubku. V případě slitinových ocelí obsahující Al (obvykle 0,85 až 1,50 % Al) dostaneme nejvyšší hodnoty tvrdosti a excelentní odolnost proti opotřebení, díky vzniklým nitridům hliníku, které ale mají negativní vliv na tažnost. V případě ocelí obsahující Cr disponují vyšší hodnotou tažnosti, ale nižší hodnotou tvrdosti. U legujících prvků jako jsou např. Ni, Cu, Si, Mn mají tyto prvky minimální nebo žádný vliv na proces nitridování, kdy tyto prvky zmenšují koncentraci uhlíku v povrchové vrstvě a zmenšují také její hloubku. [1, 14]

Nitridování se provádí v plynném nebo kapalném prostředí nebo se využívá plazmové nitridace. U klasických procesů je nutné opracování povrchu před nitridací z důvodu změny objemu. I při teplotě 400 až 500 °C zůstává součást se složitou geometrií tvarově stabilní. Nitridované součásti se dále tepelně nezpracovávají, tzn. že nitridovaný předmět musí být opracovaný na konečné rozměry už před nitridací. Ocel se musí před nitridací zušlechtit. [1, 14]

### **3.3.3 Karbonitridace**

Při procesu karbonitridace, jak už je patrné z názvu, dochází k sycení povrchu oceli současně uhlíkem a dusíkem při teplotě 570 až 620 °C. Povrchová vrstva oceli po tomto procesu je tvořena 8 % dusíku, více než 2 % uhlíku a cca 1 % kyslíku s tloušťkou vrstvy od 0,01 do 0,05 mm. Takto vytvořená vrstva dosahuje tvrdosti až 1000 HV. Do hloubky 1 mm zasahuje vrstva zpevněná rozpuštěným dusíkem s tvrdostí 300 až 400 HV. Provádí se v solích a směsných atmosférách. Materiály pro tento proces jsou stejné jako v případě procesu nitridování. Takto velmi tenká vrstva je odolná vůči opotřebení a na rozdíl od nitridované vrstvy není křehká.

Tento proces je využíván za účelem vytvoření homogenní vrstvy karbonitridů, která disponuje relativní tvrdostí, dobrou odolností proti zadírání a také odolností vůči korozi. Z důvodu nízkých pracovních teplot se minimalizuje deformace součásti. [1, 16]

### **3.3.4 Nitrocementace**

Využívá se zde proces sycení povrchu oceli uhlíkem a dusíkem při teplotách 700 až 870 °C. Tento proces se využívá u nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Výsledná vrstva dosahuje okolo 0,10 až 0,75 mm. Dusík, jako druhá složka pecní atmosféry, urychluje difúzi uhlíku a snižuje teplotu rekrystalizace austenitu. Vlastnosti nasycené vrstvy jsou ovlivňovány teplotou, a to tak, že při použití nižší teploty získáme tyto vlastnosti vrstvy podobné nitridované vrstvě, zatímco když použijeme teploty vyšší, dostaneme vrstvu podobnou vrstvě cementované. [2, 17]

Díky současnému obsahu uhlíku s dusíkem v pecní atmosféře můžeme po tomto procesu sycení ovlivnit vlastnosti nitrocementované vrstvy konečným tepelným zpracováním, tj. kalením a následným nízkoteplotním popouštěním. Po tomto technologickém procesu je vzniklá vrstva tvořena karbonitridem železa, přesněji  $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$ . Procesu nitrocementace docílíme ve směsích roztavených solí a nebo v plynném prostředí, ať už ve vakuových pecích nebo v nízkotlakém prostředí. [2]

Na rozdíl od cementovaných součástí lze tímto způsobem dosáhnout až o 50 % větší odolnosti vůči opotřebení, což je u těchto namáhaných součástí velmi důležité. Dalším rozdílem je použitá nízká teplota a krátký čas procesu nitrocementace, kdy díky těmto hodnotám nedochází k takovým deformacím jako u cementace. [2, 17]

### **3.3.5 Boridování**

Proces boridování je sycení povrchu bórem u materiálů železných, neželezných nebo cermetů, které nesou funkci substrátu. Mezi železné substráty řadíme prvky např. Fe, Co a jeho slitina Co-27,5Cr, Ni, Mo, W, Ti a jeho slitina Ti-6Al-4V, Nb, Ta nebo Zr. [14]

Provádí se při teplotách od 700 do 1000 °C s délkou od 1 až 12 hod na čistých materiálech, které jsou v kontaktu s práškovou směsí, pastou, roztavenou solí nebo jsou umístěny v plynném prostředí. Dále může být využíváno fyzikálního (PVD), chemického (CVD) nanášení par a/nebo plazmatického nástřiku. Jako dominantní metoda nanášení bóru na železných substrát se jeví metoda CVD. Velikost tloušťky vrstvy dosahuje od 0,15 až 0,35 mm. U železného materiálu Fe mohou vznikat vrstvy FeB a  $\text{Fe}_2\text{B}$ , kdy jejich vznik je závislý na teplotě a době zpracování a složení. V tomto typu materiálu mohou vznikat jednofázová FeB vrstva a nebo dvoufázová vrstva FeB a  $\text{Fe}_2\text{B}$ , kdy FeB se nachází uvnitř a  $\text{Fe}_2\text{B}$  vně vrstvy. [14]

Hlavní výhodou boridování je extrémně vysoká tvrdost mezi 1450 až 5000 HV s vysokou teplotou tání. Tvrdost u takto vytvořené vrstvy u uhlíkových ocelí s nízkým a středním obsahem uhlíku je daleko vyšší než u konvenčního kalení a také vyšší než u materiálů po cementování. V tab. 1 jsou znázorněny tvrdosti podle Vickerse pro jednotlivé materiály po různých procesech. [14]



**Tab. 1: Hodnoty tvrdostí HV materiálů po povrchové úpravě. [14]**

<b>Materiál</b>	<b>Mikrotvrdost [HV1]</b>
<b>Boridovaná měkká ocel</b>	<b>1 600</b>
<b>Boridovaná nástrojová ocel s 5 % Cr</b>	<b>1 900</b>
<b>Kalená ocel</b>	<b>900</b>
<b>Nástrojová ocel s 5 % Cr</b>	<b>630-700</b>
<b>Rychlořezná ocel s 8 % Co</b>	<b>900-910</b>
<b>Nitridovaná ocel</b>	<b>650-1 700</b>
<b>Cementovaná nízkouhlíková ocel</b>	<b>650-950</b>
<b>Cementované karbidy, WC + Co</b>	<b>1 160-1 820 (30 kg)</b>
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + ZrO<sub>2</sub> keramika</b>	<b>1 483 (30 kg)</b>
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + TiC + ZrO<sub>2</sub> keramika</b>	<b>1 738 (30 kg)</b>
<b>TiN</b>	<b>2 000</b>
<b>TiC</b>	<b>3 500</b>
<b>SiC</b>	<b>4 000</b>
<b>B<sub>4</sub>C</b>	<b>5 000</b>
<b>Diamant</b>	<b>&gt;10 000</b>

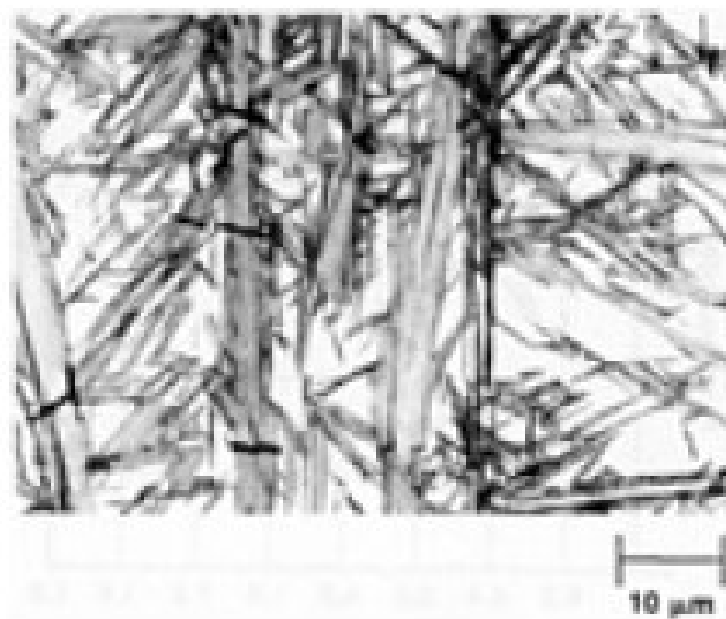
## 4 Degradční pochody cementovaných součástí

### 4.1 Mikrotrhliny v cementovaných součástích

Po procesu cementace se součást bezprostředně zakalí prudkým ochlazením a její mikrostruktura v blízkosti povrchu je tvořena martenzitem a netransformovaným austenitem. Mikrostruktura jádra cementovaných součástí je dána obsahem uhlíku a prokalitelností, tedy schopností oceli dosáhnout vysoké tvrdosti. V případě, že má ocel nízkou prokalitelnost, jádro s nízkým obsahem uhlíku může transformovat na ferit a perlit. V případě, že má ocel vysokou prokalitelnost, může jádro transformovat na martenzit. Takto vytvořený martenzit je příznivý u vysoce namáhaných součástí, protože nízko uhlíkový martenzit má vyšší pevnost a vyšší odolnost vůči lomu než feriticko-perlitická struktura. Tato zvýšená pevnost je nezbytná k zabránění iniciace podpovrchových trhlin, resp. drolení. [14]

Iniciace trhliny v cementované součásti může být vyvolána vysokým zatížením při provozních podmínkách. Tomuto typu degradace může být zabráněno tím, že se vytvoří hlubší cementační vrstva na základě delších časů při procesu cementace a použitím legovaných ocelí s vyšší prokalitelností, díky kterým je jádro tvořeno martenzitem. Dále se této degradaci dá zabránit zvýšením obsahu uhlíku v jádře součásti. Hodnota zvýšené pevnosti se pohybuje nad aplikovaným namáháním v kritických podpovrchových místech součásti, a proto nedochází k nechtěným lomům. [14]

Mikrotrhliny se tvoří obvykle v oblasti martenzitických desek u hrubozrnných vysoko uhlíkových ocelí tak, že jsou jednotlivé desky spolu v kontaktu a navzájem se ovlivňují. Obr. 12 znázorňuje mikrotrhliny v deskách martenzitu oceli s obsahem 1,86 % C. Při přechodu z deskového martenzitu na laťkový se praskání součásti vlivem vytvořených trhlin snižuje. Přítomnost mikrotrhlin může přispět ke zhoršení únavových vlastností cementovaných ocelí. Mohou mít také jen sekundární vliv na únavu, a to tak, že se iniciují na hranicích austenitických zrn. Jemnější velikost austenitických zrn snižuje praskání oceli, protože menší martenzitické desky nevytvářejí dostatečně velké napětí k vytvoření trhliny. [14]



**Obr. 12: Snímek zobrazující mikrotrhliny v deskách martenzitu oceli s obsahem 1,86 % C pořízený světelnou mikroskopií. [14]**

## **4.2 Zvýšený obsah zbytkového austenitu a masivních karbidů**

Ve strukturách cementovaných ocelí se vyskytuje určité množství zbytkového austenitu. Pokud je množství zbytkového austenitu v oceli větší než 50 %, dojde ke snížení pevnosti dané oceli a také k podstatně nižší odolnosti vůči únavě. Nejdůležitější příčinou zvýšeného množství zbytkového austenitu je příliš vysoký obsah uhlíku na povrchu oceli. Tento stav posunuje teplotu  $M_s$  (martenzit start) k nižším hodnotám a posouvá rovnováhu transformace v rozmezí teplot martenzitu hluboko pod pokojovou teplotu. Vysoký obsah legur také snižuje teplotu  $M_s$ .

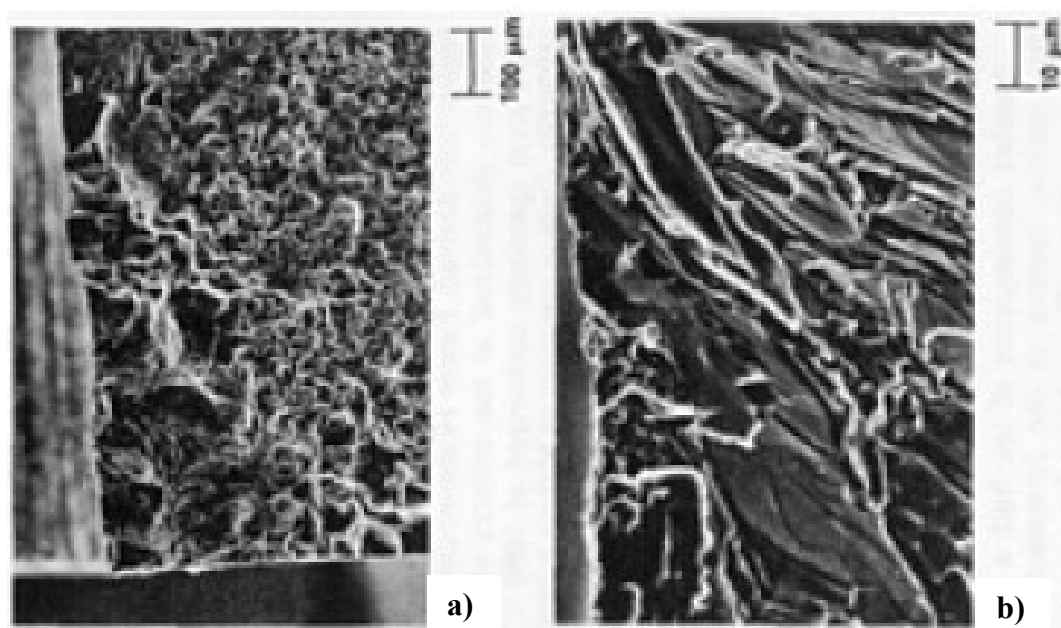
Dalším důsledkem příliš vysokého obsahu uhlíku na povrchu oceli je tvorba masivních karbidů. Karbidy se tvoří na hranicích austenitických zrn a mohou mít různé morfologie, které závisí na obsahu legujícího prvku. [14]

Pro snížení obsahu zbytkového austenitu se někdy využívá kryogenní ochlazování, kdy součást ochlazená na nízké teploty hluboko pod teplotu 0 °C. V důsledku toho se zvyšuje tvrdost povrchu a také se zvýší rozměrová stabilita, protože je zde k dispozici méně austenitu pro transformaci na martenzit. [14]

Snížení podílu zbytkového austenitu lze docílit i technologickým parametrem procesu cementování, resp. snížením uhlíkového potenciálu plyné atmosféry o cca 0,1 obj. %, kdy dochází ke zvýšení teploty  $M_s$  cca o 40 °C. Fakt je potvrzen v této práci, která se tímto problémem zabývá.

Kombinace nadměrného podílu zbytkového austenitu a masivních karbidů spolu s koncentratory napětí v přechodech tvaru součásti způsobují iniciaci únavových trhlin v rozích

vzorku. Na obr. 13 a) je zachycena únavová trhlina v rohu vzorku chróm-molybdenové oceli. Na obr. 13 b) je znázorněn detail rohu, ve kterém se vyskytuje lom iniciovaný na rozhraní karbidu a martenziticko-austenitickou matrice. [14]



**Obr. 13: Lom na povrchu cementované oceli SAE 4121. a) Iniciační porušení v rohu oceli. V případě b) je lom iniciován na rozhraní karbidu a matrice. Snímky pořízeny pomocí SEM. [14]**

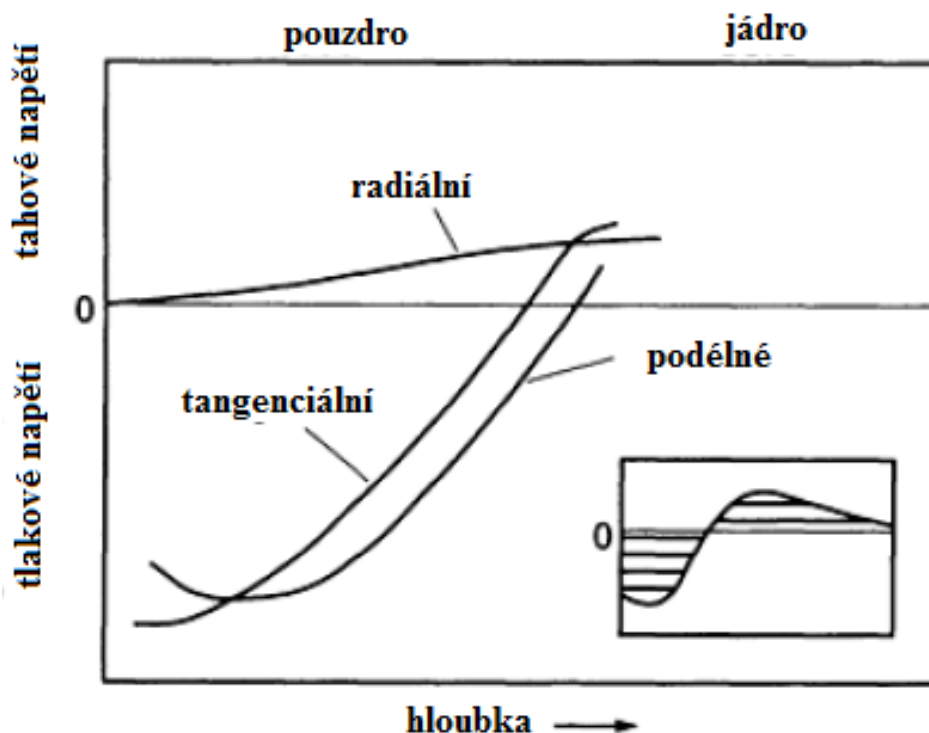
Jelikož je karbidické síťové v oceli u většiny aplikací nepříznivé vůči únavovému mechanismu, využívá se této struktury pro speciální aplikace. U speciálních aplikací se využívá proces, který je založen na principu vytvoření velkého množství karbidických částic na povrchu součásti. Zvýšený obsah uhlíku na povrchu oceli z hodnoty 1,80 hmot. % na 3,0 hmot. % reagující s legujícími prvky jako jsou např. chróm a molybden, zvyšuje objemový podíl částic karbidů, který zlepšuje odolnost proti otěru. Tento zvýšený podíl karbidů ale může způsobit problémy při broušení těchto velmi tvrdých povrchů. [14]

### 4.3 Zbytková pnutí

Hlavním přínosem procesu nauhličování je zavedení tlakového zbytkového napětí na povrch cementovaných součástí. Toto tlakové napětí působí proti tahovému a tím zlepšuje únavové vlastnosti oceli. Obr. 14 schématicky znázorňuje profily zbytkových pnutí, která vznikají u cementovaných ocelí. Tlakové napětí dosahuje maxima vzdálenosti od povrchu, následně se postupně toto napětí snižuje a nakonec přechází k tahovému zbytkovému napětí v jádře cementované součásti. [14]

Zbytkové tlakové pnutí na povrchu cementované oceli vzniká buď teplotním gradientem během ochlazování a nebo transformací austenitu na martenzit, kdy dochází k objemovému rozpínání této fáze. Transformace z austenitu na martenzit se řídí teplotou  $M_s$  (martenzit start).

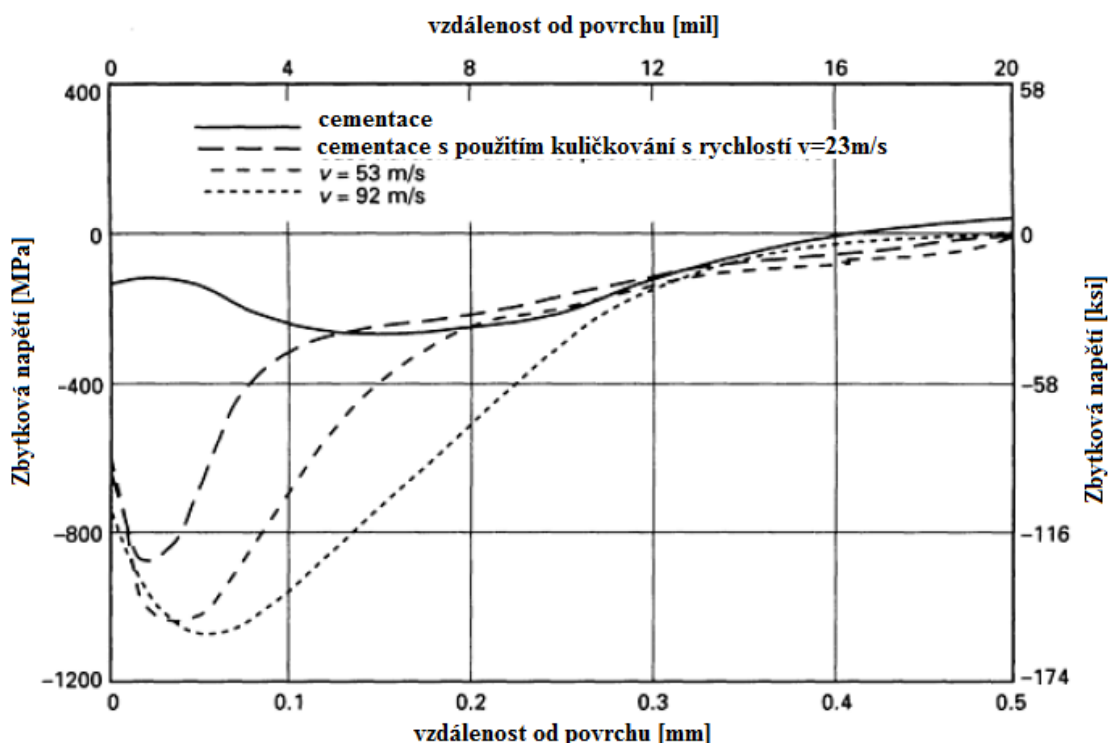
Tato teplota dosahuje nejnižší hodnoty na povrchu oceli, kde je nejvyšší obsah uhlíku a zvyšuje se s rostoucí vzdáleností od povrchu směrem k jádru součásti.



**Obr. 14: Schématický diagram zbytkových pnutí cementovaných ocelí. Povrchová tlaková pnutí jsou vyrovnány vnitřním tahovým pnutím. [14]**

Příznivé zbytkové tlakové pnutí na povrchu cementované oceli může být zvýšeno použitím povrchové úpravy, a to např. kuličkováním. Kuličkováním neboli otryskáváním kulovitými částicemi povrchu oceli se zlepšují vlastnosti povrchové vrstvy tak, že dochází k plastickému přetvoření povrchu a mechanickému zpevnění. Z obr. 15 je patrné, že zvyšující se rychlost kuličkování zvyšuje zbytkové tlakové pnutí, což vede k vyšší odolnosti vůči únavě. [14]

Zbytková pnutí mohou být nepříznivě ovlivněna povrchovou oxidací během cementování v plynném prostředí. Některé legující prvky přednostně oxidují a vylučují se z tuhého roztoku v austenitu. V důsledku toho se snižuje prokalitelnost a v některých případech se může na povrchu oceli vyskytovat perlit místo martenzitu. [14]



Obr. 15: Vliv kuličkování při různých rychlostech na zbytkové pnutí cementovaných součástí z oceli 16MnCr5 (1,23 % Mn, 1,08 % Cr). [14]

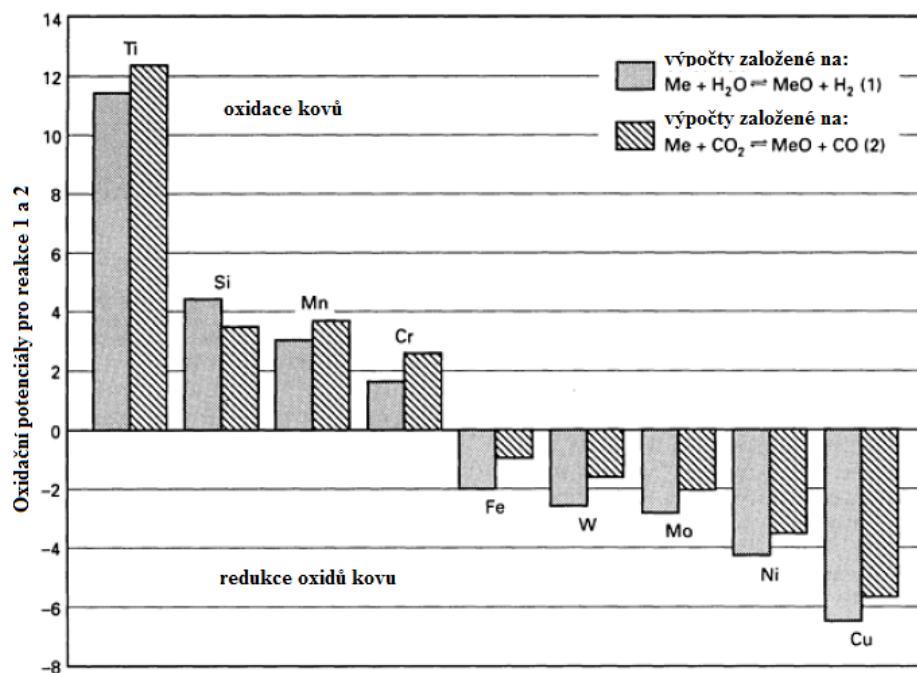
#### 4.4 Povrchová a vnitřní oxidace součástí

V plynných atmosférách způsobují rovnováhy  $H_2O/H_2$  a  $CO_2/CO$  vnitřní oxidaci některých slitinových prvků obsažených v oceli. Obr. 16 znázorňuje oxidační potenciál různých prvků v endotermickém plynu při 930 °C. Běžně vyskytující se prvky v cementovaných ocelích, jako jsou chróm, křemík a mangan mohou snadno oxidovat. Prvky jako jsou molybden, nikl a železo nejsou oxidovány. Oxidace je závislá na difúzi a lze říct, že hloubka a rozsah tvorby oxidu je funkcí času a teploty cementace. Oxidy se mohou tvořit na hranicích nebo uvnitř austenitických zrn. [14]

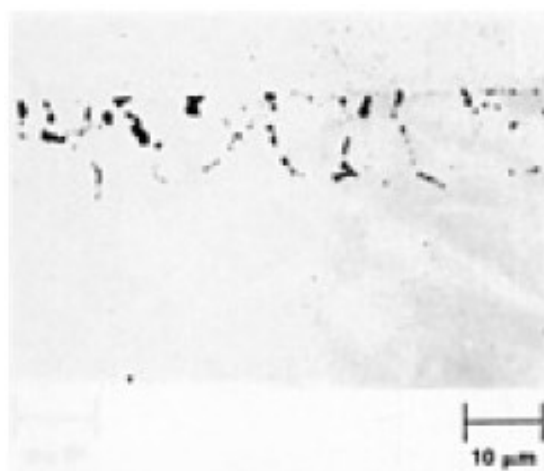
Obr. 17 je charakteristický vnitřní oxidací na povrchu cementovaného vzorku z oceli obsahující 1,06 % Mn, 0,21 % Si, 0,52 % Cr, 0,50 % Ni a 0,17 % Mo. Oxidace je patrná na hranicích austenitických zrn směřující do hloubky cca 10  $\mu m$ . Tato hloubka napenetrovaných oxidů je typická u ocelí cementovaných s hloubkou vrstvy 1 mm. [14]

Vnitřní oxidace má vliv na únavu a závisí na stupni oxidace. Pokud dojde k dostatečnému vyčerpání, resp. lokálnímu snížení obsahu legujících prvků, prokalitelnost této oceli se může snížit tak, že v důsledku toho se může transformovat struktura na perlit a jiné struktury, než je martenzit. Tyto struktury mají nízkou tvrdost, pevnost, tahové zbytkové pnutí a malou odolnost vůči únavě. Snížená tvrdost povrchu některých oxidovaných cementovaných ocelí je spojována s oduhličením, které doprovází vnitřní oxidaci. [14]

V případě, že hloubka a stupeň vnitřní oxidace jsou omezeny a povrchová struktura je tvořena martenziticko-austenitickou směsí společně s tlakovým vnitřním pnutím, má mezikrystalická oxidace malý nebo žádný vliv na únavové vlastnosti. Byly diskutovány závěry o tom, že oxidace s hloubkou menší než 13  $\mu\text{m}$  má velice malý vliv na únavu. Dále bylo zjištěno, že velmi dobré odolnosti vůči únavě by bylo možné dosáhnout u cementovaných ocelí s vnitřní oxidací, jestliže povrch tvořený martenziticko-austenitickou strukturou obsahuje jemnozrný austenit. [14]



Obr. 16: Oxidační potenciál různých legujících prvků a železa v endotermické atmosféře při 930 °C. [14]



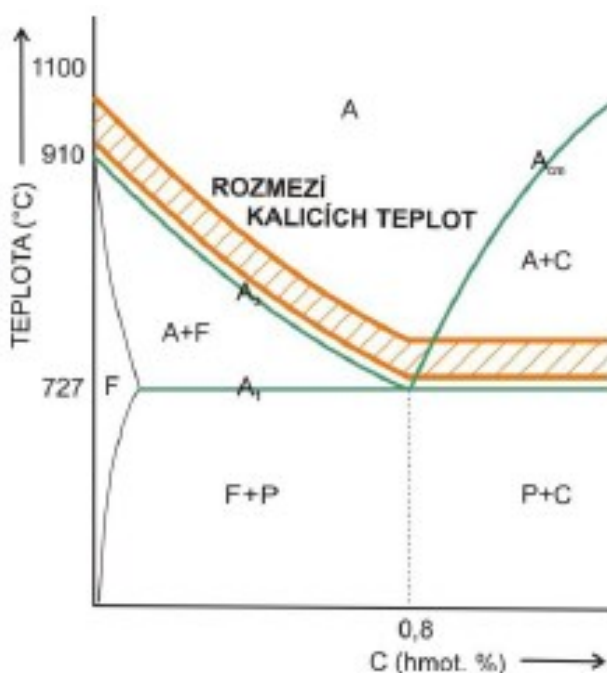
Obr. 17: Vnitřní oxidace na povrchu cementovaného vzorku z oceli obsahující 1,06 % Mn, 0,21 % Si, 0,52 % Cr, 0,50 % Ni a 0,17 % Mo. [14]

## 5 Tepelné zpracování po cementování

Z důvodu vysoké teploty při cementování a dlouhé době výdrže na této teplotě ve většině případů hrubne austenitické zrna, které má negativní vliv na mechanické vlastnosti součástí. Na mechanické vlastnosti má také negativní vliv nehomogenita chemického složení v průřezu součásti, kdy dochází k vnitřnímu pnutí, které je zintenzivněno nerovnoměrnými objemovými změnami povrchu a jádra součásti při ochlazování a po procesu kalení. Zvýšení tvrdosti cementované vrstvy součásti lze dosáhnout následným tepelným zpracováním, tj. kalením a nízkoteplotním popouštěním, resp. zušlechťováním. [13]

### 5.1 Kalení

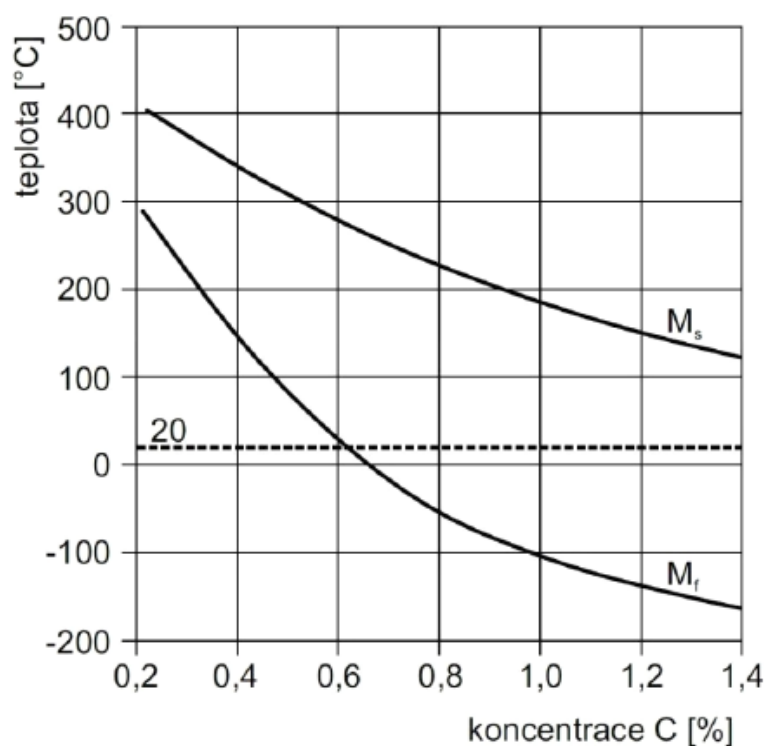
Kalení je proces, který se provádí ohřevem součásti na teplotu nad  $A_{c3}$  popř.  $A_{c1}$ , výdrží na této teplotě a následným prudkým ochlazením, čímž se potlačí vznik feritu a perlitu a nestabilní austenit. Kalicí teplota musí ležet nad překrystalizační teplotou oceli z důvodu vytvoření homogenního austenitu u podeutektoidních ocelí. U nadeutektoidních ocelí je struktura tvořena směsí austenitu a cementitu. Ideální kalicí teploty se volí 30 až 50 nad  $A_{c3}$  pro oceli podeutektoidní nebo nad  $A_{c1}$  pro oceli nadeutektoidní. U nadeutektoidních ocelí se nevolí teploty kalení nad teplotou  $A_{cm}$ , protože tvrdost zbylého cementitu se zvyšuje po ohřevu jen nad  $A_{c1}$ . Při kalení z teploty nad  $A_{cm}$  je ve struktuře po kalení zvýšený obsah zbytkového austenitu, který negativně ovlivňuje tvrdost. Na obr. 18 jsou zobrazeny vhodné kalicí teploty v diagramu Fe – Fe<sub>3</sub>C. [18]



Obr. 18: Vhodné kalicí teploty v diagramu Fe - Fe<sub>3</sub>C. [18]



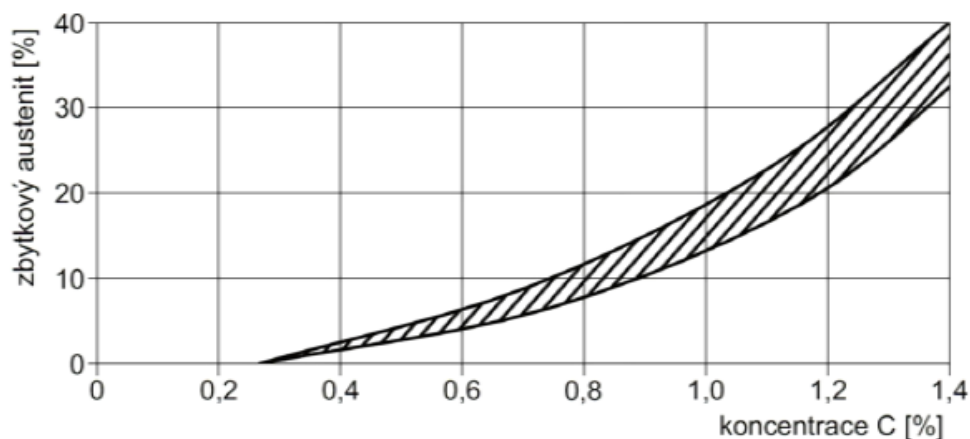
Tento proces tepelného zpracování je komplikován vlivem značného rozdílu obsahu uhlíku v povrchové vrstvě a v jádře, kde povrchová vrstva součásti obsahuje cca 0,85 % hm. C a má tak nižší kalicí teplotu než jádro s obsahem cca 0,2 % hm. C, které má tuto kalicí teplotu vyšší. Optimální kalicí teplota povrchové vrstvy je 30 až 50 °C nad teplotou  $A_{c1}$ . Pokud kalíme z kalicí teploty povrchové vrstvy, je jádro součásti podkaleno. Kalíme-li z kalicí teploty jádra (30 až 50 °C  $A_{c3}$ ), povrchová vrstva je přehřátá. Po překročení teploty  $M_s$  (martenzit start) začínají růst desky, resp. latky smykovým mechanismem a končí při teplotě  $M_f$  (martenzit finish). Na obr. 19 je znázorněn průběh teplot  $M_s$  a  $M_f$  v závislosti na obsahu uhlíku. Zakalení do média o vyšší teplotě vede k nárůstu obsahu zbytkového austenitu. Zvyšující se obsah zbytkového austenitu po kalení snižuje tvrdost součásti. Zvýšený obsah zbytkového austenitu bývá považován za nevhodný i proto, že za provozu může docházet v důsledku mechanického namáhání k deformačně indukované martenzitické přeměně, s čímž pak souvisí nežádoucí rozměrové změny. [18]



**Obr. 19: Průběh teplot  $M_s$  a  $M_f$  v závislosti na obsahu uhlíku. [19]**

Nepřetransformovaný austenit (zbytkový austenit) zůstává zachován ve struktuře po zakalení. Přítomnost tohoto zbytkového austenitu po zakalení do lázně za pokojové teploty závisí na teplotním rozsahu přeměny martenzitické oblasti, tedy výšce teploty  $M_f$ , na velikosti zrna austenitu a na možnosti stabilizace austenitu. Při snižování teploty hluboko pod 0 °C má přeměna vliv na samovolné zastavení. Proto podíl zbytkového austenitu po zakalení do lázně o pokojové teplotě prudce vzrůstá s obsahem uhlíku. Množství zbytkového austenitu

po zakalení v ocelích se středním obsahem uhlíku se pohybuje cca od 2 do 5 %. U legovaných ocelí vlivem přísadových prvků je množství zbytkového austenitu větší a pohybuje se cca okolo desítek %. Jestliže je teplota  $M_s$  u těchto ocelí (nebo slitin) nižší než pokojová teplota, strukturu po ochlazení tvoří austenit. Vlivem přísad v oceli vzrůstá množství zbytkového austenitu se zmenšujícím se zrnem austenitu a klesající rychlostí ochlazování, tzn. že největší množství se vyskytuje při kritické rychlosti kalení. Zakalení do média o teplotě 20 °C má za následek prudký nárůst zbytkového austenitu, tento podíl je znázorněn na obr. 20. [1, 7]



Obr. 20: Vliv obsahu uhlíku na podíl zbytkového austenitu. Kaleno do média o teplotě 20 °C. [6]

### 5.1.1 Přímé kalení

Tento způsob kalení je z technologického hlediska nejjednodušší. Na obr. 21.1 je znázorněno přímé kalení. Provádí se u jednoduchých součástí tak, že se součást zakalí z cementační teploty 900 až 950 °C přímo do vody nebo oleje. V případě uhlíkových ocelí se součásti kalí do vody, zatímco legované oceli v oleji. Po zakalení se získá hrubá martenzitická struktura s vysokým obsahem zbytkového austenitu. Kalicí teploty jsou pro cementovanou vrstvu velice vysoké. Takto kalené součásti mají menší povrchovou tvrdost a menší odolnost vůči únavě. Vlivem delšího setrvání součásti na cementační teplotě může nastat hrubnutí zrna austenitu. Při tomto kalení může vznikat velké pnutí a velká deformace součástí, kterou lze eliminovat snížením teploty (ochlazením) na teplotu 750 až 780 °C s následným zakalením, kdy tento způsob se označuje jako kalení s přichlazením, viz obr. 21.2. [1, 2]

### 5.1.2 Kalení s podchlazením

Jedná se o častěji používané tepelné zpracování. Probíhá tak, že po procesu cementování se součást ochladí z cementační teploty 900 až 950 °C na teplotu 600 °C, kdy se transformuje austenit a po opětovném ohřevu na kalicí teplotu dojde ke zjemnění austenitického zrna. Kalení se realizuje z teploty nad  $A_{C3}$ , pro kalení na jádro, nebo nad  $A_{C1}$ . Výsledná struktura takto

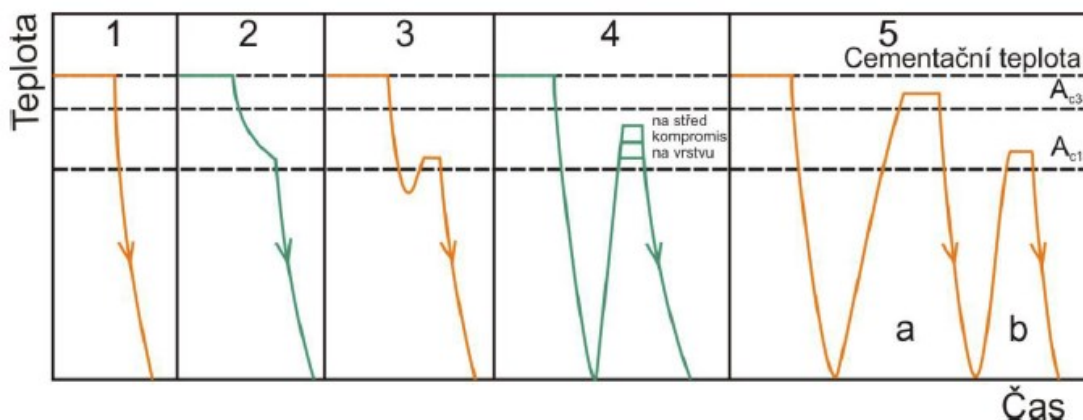
zakalených součástí je jemnější. Při tomto procesu je dosaženo nižšího vnitřního pnutí, menší deformace a nižšího podílu zbytkového austenitu. [1, 2]

### 5.1.3 Kalení po novém ohřevu

Tento způsob je volen, jestliže se vyžaduje po cementaci dodatečné obrábění nebo čištění součásti po cementaci v sytkém prostředí. Využívá se u tvarově složitějších součástí. Součást se ochladí na teplotu 550 °C s dostatečnou výdrží pro přeměnu austenitu na jemný perlit. Pro kalení na jádro, aby bylo pevné a houževnaté, se volí teploty 30 až 50 °C nad  $A_{C3}$ , pro kalení na vrstvu je teplota 30 až 50 °C nad  $A_{C1}$ . Vrstva je jemnozrná, tvrdá a houževnatá. Jádro je podkaleno a v jeho struktuře se vyskytuje určitý podíl feritu. Kalení po novém ohřevu je znázorněno na obr. 21.4. [16, 18]

### 5.1.4 Dvojité kalení

Dvojité kalení je z ekonomického hlediska nevýhodné, avšak součást disponuje velkou únavovou životností. Nejprve se při tomto procesu kalí na jádro s teplotou nad  $A_{C3}$ , kdy dochází ke zjemnění austenitického zrna s následným rozpuštěním sekundárním cementitem. Jako kalicí medium se volí voda a nebo olej. Následně je součást zakalena na vrstvu s krátkou výdrží a teplotou nad  $A_{C1}$ . Cementovaná vrstva obsahuje jemný martenzit, zatímco jádro obsahuje jistý podíl feritu. Při tomto postupu kalení je dosaženo maximální houževnatosti s negativní deformací součásti. Na obr. 21.5 je znázorněno dvojité kalení. [1, 18]

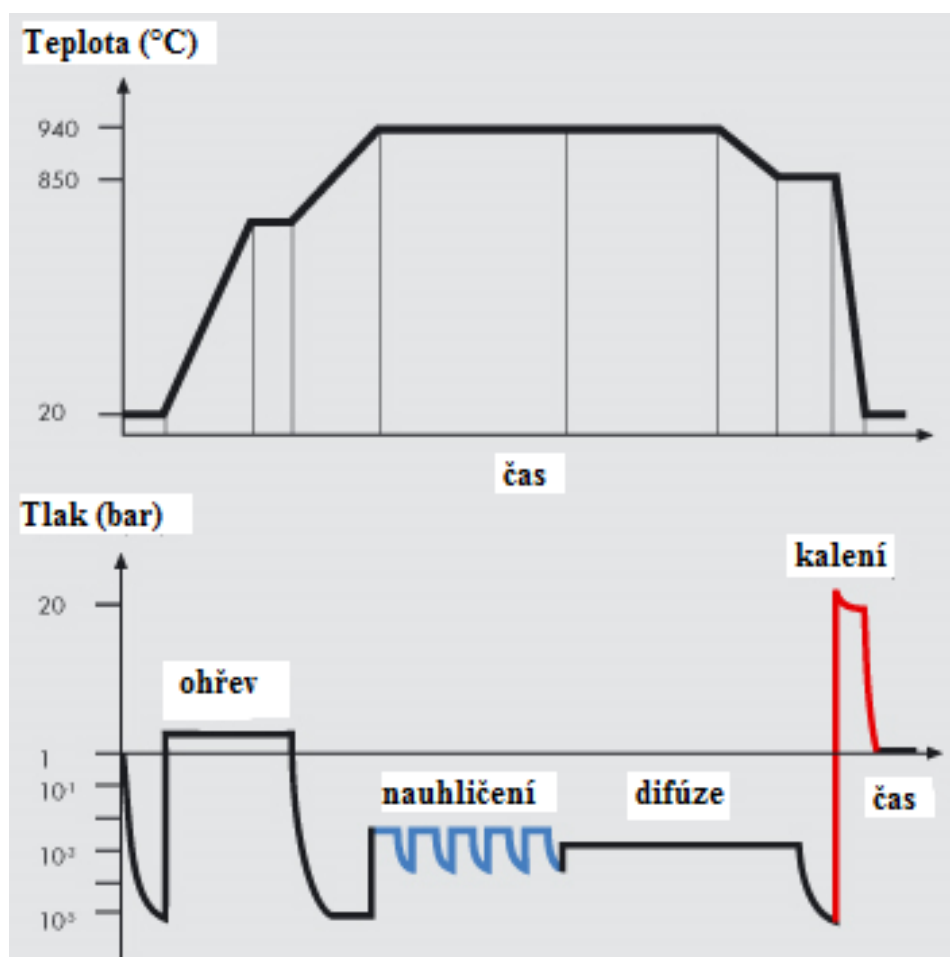


Obr. 21: Kalení po cementování: 1 – přímé kalení z cementační teploty, 2 – kalení s přichlazením, 3 – kalení s podchlazením, 4 – kalení po ochlazení z cementační teploty, 5 – dvojité kalení a) na jádro, b) na vrstvu. [1]

## 5.2 Nízkoteplotní popouštění

Po zakalení cementované součásti následuje poslední proces – nízkoteplotní popouštění. Provádí se především za účelem snížení hladiny vnitřních pnutí, popř. stabilizace rozměrů součásti při zachování vysoké tvrdosti. Realizuje se při teplotách nejčastěji 180 až 240 °C. [1]

Obr. 22 znázorňuje tepelné, resp. chemicko-tepelné zpracování cementovaných součástí v závislostech teploty na čase a tlaku na čase. [20]



Obr. 22: Tepelné, resp. chemicko-tepelné zpracování procesu cementování. [20]

## 6 Metody studia zbytkového austenitu

### 6.1 Obrazová analýza

Nejrozšířenější experimentální technikou používanou pro stanovení mikrostruktury materiálů se jeví světelná mikroskopie, kde zdrojem záření je světlo s viditelnou oblastí vlnových délek. Základy této techniky jsou postaveny na zákonech optiky, resp. na geometrii optiky. Patří zde zákon o přímočarém šíření světla, o vzájemné nezávislosti paprsků a zákon odrazu a lomu. Při interakci paprsku světla a metalografického výbrusu nastává buď absorpce, a nebo odraz světla. To znamená, že studovaný vzorek buď světlo pohltí, a nebo se jeho paprsky odrazí od povrchu do okolí. [21, 22]

Důsledkem optické metody jsou struktury zviditelňovány na základě světlého a tmavého pole, polarizovaného světla, interferenčního kontrastu, fázového kontrastu a vhodného použití filtrů, které zlepšují obraz. [21, 22]

Při zákonu odrazu světla dojde k fázovému posunu paprsků odražených od různých míst povrchu vzorku, a nebo dochází ke změně amplitudy záření viditelného světla. Mimo pozorování ve světelném nebo tmavém poli se využívá polarizovaného světla, které má kmitající charakter v rovině kolmé na směr šíření světla ve všech směrech. Pomocí této úpravy lze rozlišit materiály, které jsou izotropní a nebo anizotropní. [21, 22]

Pro studium mikrostruktury se používají jak vyleštěné výbrusy, tak i naleptané vzorky. Pro různé strukturní součásti lze pomocí leptání docílit zvýšení rozdílu v odrazu i rozptylu světla.

#### 6.1.1 Technické vybavení

Mezi základní části světelného mikroskopu, který se používá v materiálovém inženýrství patří: světelný zdroj, soustava čoček (objektiv, okulár, kondenzované čočky) a držák vzorku. Zkoumaný vzorek je umístěn nad objektivem mikroskopu, a proto je nazýván jako invertovaný světelný mikroskop. *Rozlišovací schopnost  $d$*  udává nejmenší vzdálenost dvou bodů, které jsou rozlišitelné ve zvětšeném obrazu:

$$d = \frac{\lambda}{2N_A} \quad (24)$$

, kde  $\lambda$  je vlnová délka viditelného světla a  $N_A$  je numerická apertura, která vyjadřuje účinnou světlost mikroskopu. [21, 23]

### 6.1.2 Příprava vzorků

Úspěšnost obrazové analýzy závisí na výběru a přípravě vzorků. Metalografický výbrus musí být zbaven prachových částic, rysek po broušení a dalších nežádoucích artefaktů.

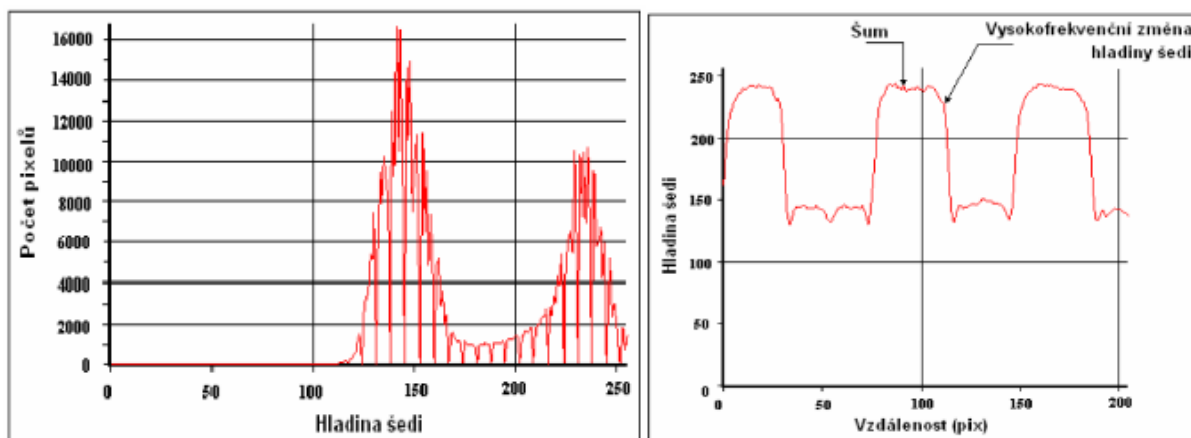
Postup při přípravě výbrusů (rovinných vzorků) je následující:

- *Odběr vzorku:* musí charakterizovat studovaný materiál s minimální plochou 1 cm<sup>2</sup>.
- *Dělení vzorku:* využívá se např. řezání, vrtání, frézování a rozbrušování. Vlivem těchto technik vzniká teplo, které může vést ke vzniku povrchové Beilbyho vrstvy nebo k lokálnímu natavení, a proto je nezbytné použití chladicích kapalin.
- *Preparace vzorků:* pro fixaci malých vzorků je nezbytné použít vhodnou nekovovou hmotu. K fixaci vzorků, které jsou nenáchylné ke zvýšené lisující teplotě vzorku a zvýšenému tlaku, se používá lisování do pryskyřice. Ostatní vzorky materiálů, které nemají tyto vlastnosti, jsou zalévány za studena.
- *Broušení:* má za cíl dosáhnout rovinného povrchu vzorku. Často se používá série SiC brusných papírů s odstupňovanou zrnitostí.
- *Leštění:* cílem je odstranění rýh, které vznikly po broušení a snížení drsnosti povrchu. Využívá se mechanického leštění s diamantovými nebo korundovými pastami nebo elektrolytického leštění, kdy je vzorek zapojen jako anoda.
- *Naleptání:* je nezbytné pro zviditelnění struktury. Využívá se chemického leptání v roztoku kyselin v alkoholu nebo také elektrolytického leptání. Dochází zde k vytváření povrchového reliéfu a/nebo se vytváří oxidická vrstvá s proměnlivou tloušťkou. [23]

### 6.1.3 Metody studia

#### Kvantitativní analýza

Díky pořízení metalografických snímků v digitálním formátu je umožněn rozvoj automatizované obrazové analýzy, kdy pomocí výpočetní techniky lze provést kvantifikaci. Obrazové body (pixely) se vzájemně dotýkají a jejich tvar je podobný pravidelnému šestiúhelníku nebo čtverci. Obrazový bod je popsán jedinou číselnou hodnotou, tzv. hladinou šedi. Využívá se 8 bitové zobrazení (tak jako výchozího), to odpovídá 256 hladinám šedi. Absolutně bílé barvě na pořízeném snímku je přiřazena hladina šedi 255 a absolutně černé hladina šedi 0. Pomocí histogramu hladin šedi lze zjistit, jaká je četnost výskytu jednotlivých hladin šedi v obraze. Histogram hladin šedi obrazu pro kvantitativní analýzu by měl vykazovat nejméně dvě maxima, viz obr. 23 a). Po splnění této podmínky je možná detekce oblastí pomocí tzv. prahování. Obr. 23 b) znázorňuje profil hladin šedi. [21]



Obr. 23: a) histogram hladin šedi, b) profil hladin šedi. [21]

Pro zlepšení snímku s ohledem na kvalitu získaných informací, jsou používány techniky, které se pohybují od jednoduchých operací (nastavení jasu a kontrastu) až po složité prostorové a morfologické operace filtrování.

Vylepšit zobrazení obrazu lze třemi způsoby:

- aplikovat prostorové filtry,
- upravit obrazovou frekvenci,
- upravit index intenzity (jas, kontrast, korekce gama).

Digitální zpracování obrazu se provádí pomocí počítače, kdy je obraz převeden do číselné podoby. Lze tedy na obraz nahlížet jako na dvourozměrnou matici s tím, že umožňuje používat k úpravám obrazu různé matematické funkce (např. bodové operace s obrazy, digitální filtrace nebo binarizace obrazu). [24]

### Bodové operace s obrazy

Při této úpravě je obraz transformován tak, že hladina šedi jakéhokoliv obrazového bodu závisí jen na výchozí hodnotě hladiny šedi tohoto bodu a je nezávislá na hladinách šedi sousedních bodů. Nejjednodušší úprava digitálního obrazu je úprava jasu a kontrastu.

### Digitální filtrace

Úprava pomocí digitální filtrace představuje transformaci, kdy dochází k přeměně obrazu tak, že výsledná hladina šedi obrazového bodu závisí nejen na počáteční hladině šedi obrazového bodu, ale také na hladině šedi sousedních pixelů. Při této filtraci se rozlišují tzv. lineární a nelineární digitální filtry. Tyto techniky dosahují výsledků zpracováním obrazu v malých oblastech, nazvaných sousední obrazové body. Jsou to matice 3x3 (viz. obr. 24), 5x5, 7x7. [24, 25, 26]

-1	0	1
0	4	0
-1	0	-1

Obr. 24: Matice 3x3 tzv. „sharpening“ filtru, který má zvýšit „ostrost“ obrazu.

- **Lineární digitální filtry**

Výsledná hladina šedi u tohoto filtru je získána jako vážený průměr hladin šedi sousedních obrazových bodů. Obrazový bod uvažujeme ve středu matice. Každému sousednímu pixelu je při výpočtu přiřazena váha, která je různá a je definována tzv. maticí filtru, konvoluční maskou. Na základě výsledků, které se projeví v obraze, rozlišujeme tzv. low-pass filtry a high-pass filtry. [24, 25, 26]

V případě low-pass filtrů dochází k odstranění vysokofrekvenční změny hladin šedi, tzn. že se příznivě sníží šum obrazu, ale dojde k rozmazání hran. Dochází k rozostření obrazu. Používá se tzv. vyhlazovací filtr, kdy jeho matice obsahuje samé jedničky.

U high-pass filtrů dojde k zvýraznění vysokofrekvenčních změn šedi. Tyto filtry rozostřují pozadí. Využívá se tzv. sharpening filtr. V případě tohoto použitého filtru se projeví příznivě zvýšením rozhraní, ale na úkor zvýšeného šumu v obraze. Obecně je vzrůst šumu úměrný vzrůstu zaostření. Toho se dá dosáhnout použitím neostrého maskování, což je technika, která zaostřuje obraz odečtením výsledků low-pass filtru z původního obrazu.

- **Nelineární digitální filtry**

Využívá se tzv. mediánový filtr, který upravuje obraz tak, že vyhlazuje obrazové body lišící se od svého okolí. Dosahuje se toho tím, že se nahradí hladina šedi ve středu definované matice bodů hodnotou mediánu hladin šedi v této matici.

V této oblasti jsou hladiny šedi uspořádány do vzestupné řady a výslednou hodnotou hladin šedi je mediánová hodnota. V případě použití matice 3x3 je tato hodnota pátá, v případě matice 5x5 je hodnota třináctá. Tento mediánový filtr příznivě snižuje šum v obraze a zachovává ostrost obrazu. [24, 25, 26]

## **Binarizace obrazu**

Nezbytnou operací pro kvantitativní hodnocení obrazu je binarizace neboli segmentace obrazu. Pro analyzování se vyhledá oblast tvořená fází (složkou) s následným převedením do binární formy obrazu, nejčastěji se detekují oblasti tzv. prahováním. Prahování je jednoduchá metoda detekce zkoumaných oblastí v obraze. Ve výsledném binárním obraze je pixelům



detekovaných oblastí přiřazena hodnota 1 (nebo 255) a zbývajícím pixelům je přiřazena hodnota 0. Při prahování je nezbytné, aby obrazové body hledaných oblastí, tedy fází či strukturních složek, měly totožný nebo velice podobný jas (hladinu šedi).

Princip detekce se dvěma prahy je takový, že je pixel označen jako bod oblasti, tzv. že pixel je detekovatelný, když je hladina šedi pixelu leží v intervalu  $\langle g_a, g_b \rangle$ .

V případě detekce s jedním prahem, kdy hladina šedi obrazových bodů je vyšší (nižší) než hodnota prahu, jsou detekovány body strukturních složek či fází a zbývající obrazové body jsou detekovány jako pozadí. [21, 25]

## 6.2 RTG difrakční analýza

Německý vědec Wilhelm Conrad Röntgen objevil v roce 1895 rentgenové záření. Díky tomuto objevu dostal v roce 1901 Nobelovu cenu za fyziku. V roce 1914 Max von Laue potvrdil vlnovou podstatu tohoto záření a dále objevil RTG difrakci. První moderní kvantitativní rentgenová analýza byla zahájena po zavedení goniometru, využitím radioaktivity díky Deckeru a Nortonovi (1948) a Schulzovi (1949) a přímými záznamy dat. [27, 28]

Rentgenové záření je charakterizováno jako proud fotonů ionizující elektromagnetické záření o energiích v intervalu desítek až stovek keV. Vzniká těmito způsoby:

- jako vybuzené fluorescenční záření,
- dopadem urychleného elektronu na pevnou podložku,
- změnou dráhy relativistického elektronu, tzv. synchrotronové záření.

V závislosti na vzniku rentgenového záření může být toto záření dvojího typu:

- **Brzdné (spojité) záření**

Vznik tohoto záření je na principu náhlého zbrždění letících elektronů, které dopadají na anodu a díky tomu se jejich kinetická energie přemění na energii fotonu rentgenového záření. Obsahuje fotony všech vlnových délek.

- **Charakteristické záření**

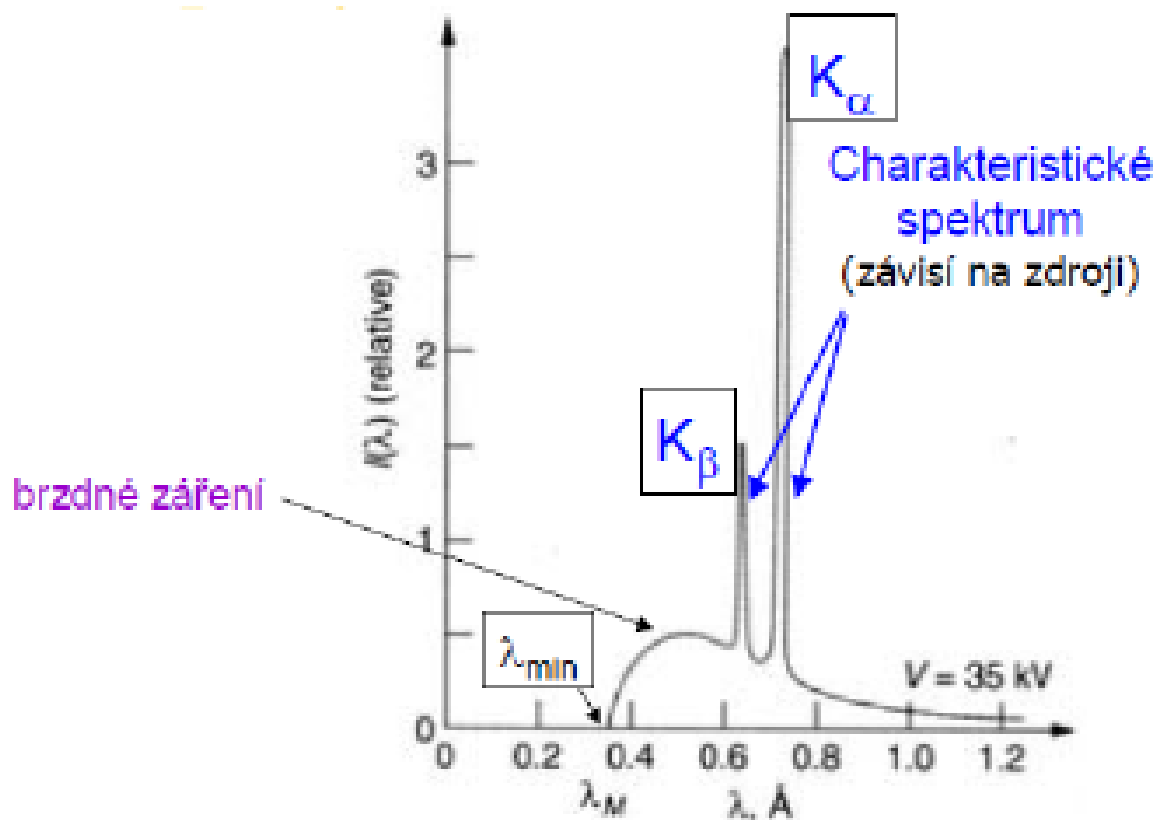
Vzniká tak, že dopadající elektron na anodu vyrazí elektron z vnitřní elektronové hladiny atomu. Atomy s takto vyraženým elektronem se dostanou do excitovaného stavu. Elektron s vyšší energetickou hladinou obsadí prázdné místo. Během elektronového přeskočení dojde k emisi fotonů, které tvoří charakteristické záření. Energii charakteristického záření lze vyjádřit rozdílem elektronových hladin. Proto má toto záření čárové spektrum, které je závislé na materiálu anody. [27]

RTG difrakce je charakterizována liniemi  $K_{\alpha 1}$ ,  $K_{\alpha 2}$ , a  $K_{\beta}$ . Linie  $K_{\alpha 1}$ ,  $K_{\alpha 2}$  mají velmi blízké vlnové délky, a proto jsou souhrně označovány jako linie  $K_{\alpha}$ . Metody na principu

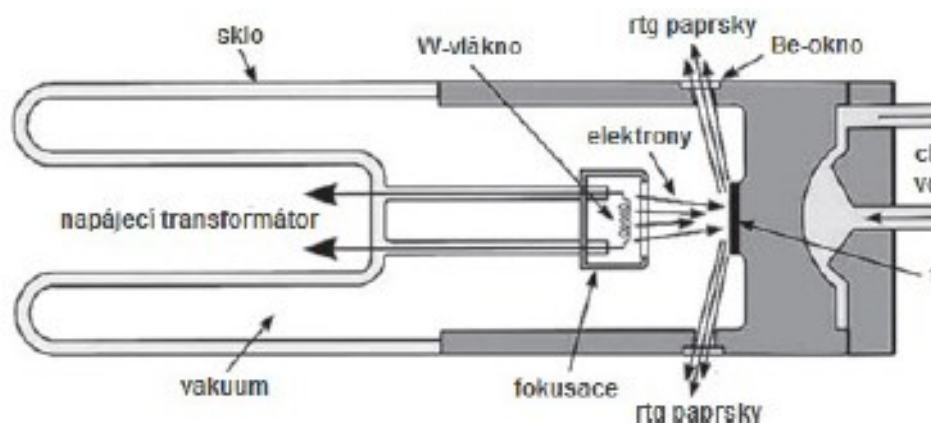
RTG difrakční analýzy využívají tzv. monochromatické záření, které obsahuje vrchol  $K_\alpha$  a také vrchol  $K_\beta$  a spojité spektrum. Tyto píky, které jsou význačné pro rtg difrakci jsou znázorněny na obr. 25. Linie  $K_\beta$  můžeme ovlivnit tak, že použijeme absorpční filtr umístěný před detektorem, který je z materiálu, jehož K-absorpční hrana leží právě mezi vrcholy  $K_\alpha$  a  $K_\beta$ . Dále je možné tuto linii ovlivnit použitím krystalového monochromátoru, který při dopadu polychromatického záření na tento krystal odráží pouze záření vlnové délky splňující podmínku Braggovy rovnice (25) [27]:

$$2 \cdot d \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda \quad (25)$$

, kde  $\lambda$  je vlnová délka,  $\theta$  je úhel svírající dopadající paprsek s rovinou krystalu,  $d$  je vzdálenost krystalových rovin a  $n$  je konstanta nabírající hodnoty 1, 2, 3, atd. [27]



Obr. 25: Brzděné a spojité záření. [21]

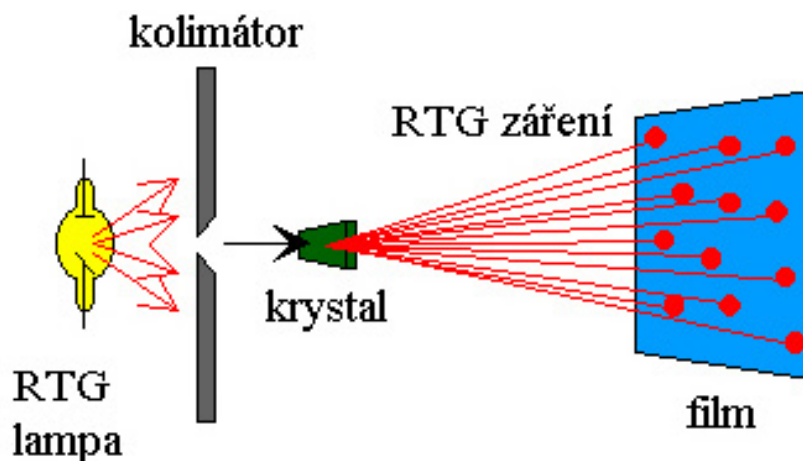


Obr. 26: Schéma Rentgenovy trubice. [27]

### 6.2.1 Technické vybavení

Přístroj, pomocí kterého se provádí rentgenová difrakce zkoumaného materiálu, se nazývá rentgenový difraktometr. Je tvořen zdrojem rtg záření (rentgenová trubice, synchrotronové záření), goniometrem se vzorkem a detektorem.

Rentgenová evakuovaná skleněná trubice (Coolidgeova trubice) je tvořena katodou a anodou. Katoda je tvořena wolframovým vláknem, ze kterého vylétávají elektrony. Tyto elektrony jsou usměrňovány Wehneltovým válcem do jednoho bodu na anodě. Mezi těmito elektrodami existuje vysoké napětí, několik desítek až stovek kV. Díky tomuto vysokému napětí jsou elektrony urychlovány, následně velkou rychlostí dopadají na wolframovou anodu. Při jejich dopadu se kinetická energie přemění převážně v tepelnou energii a v menší části v energii fotonů rentgenového záření, které vystupuje z anody. Vzhledem k uvolněnému teplu na anodě musí být anoda chlazena vodou, vzduchem nebo rotací, díky které se neustále mění místo dopadu elektronového svazku. Na obr. 26 je znázorněna rentgenová trubice. Schéma difrakční analýzy je znázorněno na obr. 27. [27, 29]



Obr. 27: Schéma difrakční analýzy. [30]

### 6.2.2 Rentgenová absorpční analýza

Tato metoda patří do skupiny nedestruktivních metod zkoušení materiálů. Je založena na difrakčním spektru zkoumaného materiálu s jednoznačnou charakteristikou daného polykrystalického materiálu, tzn. že neexistují dvě různé látky se stejnými difrakčními spektry.

#### Kvalitativní analýza

U této analýzy se polohy difrakčních linií přepočtou s využitím Braggovy rovnice (25) na mezirovinné vzdálenosti difrakčujících osnov atomových rovin. Mimo jiné se při interpretaci výsledků také využívají informace o poměrech intenzit jednotlivých difrakčních linií. Jednotlivé fáze lze identifikovat na základě zjištěných mezirovinných vzdáleností a relativních intenzit s využitím rentgenografické kartotéky ASTM. K této identifikaci fází se využívají tři nejintenzivnější linie analyzované fáze. [21]

#### Kvantitativní analýza

Ke stanovení koncentrace zkoumané látky lze použít informace o intenzitě libovolné difrakční linie nebo libovolného počtu linií. Intenzitu difrakčních linií lze teoreticky vypočítat ze známé struktury krystalu a parametrů experimentálního uspořádání. Intenzita dané difrakční linie určité látky  $I_{hkl}$  ve směsi látek je úměrná její koncentraci  $c$ , faktoru četnosti  $H_{hkl}$  a čtverci strukturního faktoru  $F_{hkl}$  [21]:

$$I_{hkl} \approx c \cdot H_{hkl} \cdot |F_{hkl}|^2 \quad (26)$$

### 6.2.3 Metody studia

Metody RTG difrakční analýzy lze rozdělit podle způsobu registrace (fotografické, ionizační) nebo podle stavu zkoumaného vzorku (monokrystal, polykrystalická látka, amorfni látka, kapalina nebo plyn). Pro studium monokrystalů se využívá Weisenbergova metoda (detekce na pohyblivém filmu), metoda rotujícího krystalu nebo Laueho metoda (detekce na stacionárním filmu). U polykrystalických látek se využívá Debeye-Scherrerovou metoda.

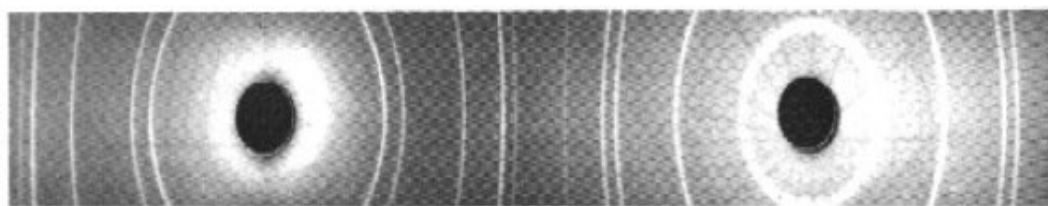
- **Laueho metoda**

Jedná se o nejstarší techniku difrakce. Využívá stacionární krystal a polychromatické záření. Z obou vlnových délek  $\lambda$  ( $\lambda_{\min}$  a  $\lambda_{\max}$ ) jsou vybrány pouze paprsky, které splňují při dané orientaci monokrystalu Braggovu podmínku (25). Svazek paprsků záření vycloněný kruhovou štěrbinou o průměru 0,3 až 1,0 mm dopadá na monokrystalický vzorek, který je umístěn na goniometrické hlavě. Difraktované svazky jsou registrovány na rovinný film ve vzdálenosti 3 až 5 cm od vzorku. Skvrny na lauegramu jsou rozloženy symetricky, pokud je směr dopadajícího svazku totožný s některým prvkem souměrnosti krystalu.

Tato metoda se využívá k určení orientace krystalu, jeho souměrnosti a dále také k analyzování časově rychle se vyvíjejících se dějů, které probíhají v krystalové fázi s využitím synchrotronového záření a výkonného počítače. [21, 29]

- **Debye-Scherrerova metoda**

U této metody dopadá monochromatický rtg svazek na polykrystalický stacionární nebo pohyblivý vzorek ve formě prášku s evidencí na fotografický film. Prášek je nanesen na skleněné vlákno o průměru cca 0,3 mm pomocí amorfního lepidla, které nesmí dávat vlastní difrakční spektrum, nebo se může nasypat prášek do skleněné kapiláry. Během difrakce RTG paprsků na osnovách atomových rovin hkl dané fáze vytvoří difraktované paprsky površky kužele s vrcholovým úhlem  $4\theta$ , kde  $\theta$  je Braggův úhel. Obr. 28 charakterizuje film, na kterém je vzdálenost dvou kružnic náležící k jednomu difrakčnímu kuželu odpovídající difrakci na osnově rovin hkl, rovna  $2l$ . Difrakční úhly lze určit měřením poloh difrakčních čar na rozvinutém filmu a z těchto úhlů lze na základě znalosti vlnové délky použitého monochromatického záření vypočíst pomocí Braggova zákona mezirovinné vzdálenosti difraktujících osnov rovin. [21, 28]



Obr. 28: Debyeogram práškového stříbra. [28]

# EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

## 7 Popis zkoumaného materiálu

Ozubená kola byla vyrobena z konstrukční oceli dle normy ČSN 14 220 (16MnCr5, DIN 1.7131) s hlavními přísadami manganu a chromu, která se běžně používá k chemicko-tepelnému zpracování za účelem zvýšení tvrdosti povrchu dané součásti při zachování pevného jádra oceli. Vzorky byly odebrány ze tří ozubených kol s různými technologickými postupy tepelného zpracování, ale se shodnou geometrií kola. Funkční plochy ozubení mají profil evolventy s poloměrem zakřivení  $R = 19 \text{ mm}$ . Na obr. 29 je zachycena reálná fotografie zkoumaného ozubeného kola. Vzorky byly vyhotoveny ve společnosti Novogear s.r.o ve Frýdku-Místku.



Obr. 29: Zkoumané ozubené kolo.

Technologické parametry jednotlivých vzorků jsou následující:

- **Vzorek A (standardní cementace)**

Zpracování provedeno ve vakuové peci:

1. *Cementování* - ohřev na  $920 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , výdrž na  $920 \text{ }^{\circ}\text{C}$  po dobu 8,5 hod s uhlíkovým potenciálem 0,85 % C, následná výdrž na  $920 \text{ }^{\circ}\text{C}$  po dobu 1 hod s uhlíkovým potenciálem 0,7 % C. Cementační prostředí – metan  $\text{CH}_4$ ;
2. *Kalení* - ochlazení na teplotu  $810 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , výdrž na  $810 \text{ }^{\circ}\text{C}$  po dobu 1,5 hod s uhlíkovým potenciálem 0,7 % C se zakalením do solné lázně o teplotě  $169 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
3. *Popouštění* – výdrž na  $180 \text{ }^{\circ}\text{C}$  po dobu 2 hod s ochlazením na vzduchu.

- **Vzorek B (upravený uhlíkový potenciál)**

U vzorku B byla použita stejná technologie tepelného zpracování jako u vzorku A jen s rozdílným uhlíkovým potenciálem, který byl snížen o 0,1 % C ve všech etapách tepelného zpracování. Byla zde snaha o zvýšení teploty  $M_s$  o cca 40 °C, aby tak došlo ke snížení obsahu zbytkového austenitu v povrchové vrstvě při kalení do stejného média.

- **Vzorek C (zakalený do oleje)**

Zpracování provedeno ve vakuové peci:

1. *Cementování* - ohřev na 920 °C, výdrž na 920 °C po dobu 8,5 hod s uhlíkovým potenciálem 0,85 % C, následná výdrž na 920 °C po dobu 1 hod s uhlíkovým potenciálem 0,7 % C. Cementační prostředí – metan CH<sub>4</sub>;
2. *Kalení* - ochlazení na teplotu 810 °C, výdrž na 810 °C po dobu 1,5 hod s uhlíkovým potenciálem 0,7 % C se zakalením do oleje o teplotě 80 °C;
3. *Popouštění* – ohřev a výdrž na 180 °C po dobu 2 hod s ochlazením na vzduchu.

## 7.1 Vlastnosti oceli 16MnCr5

Tyto ušlechtilé konstrukční oceli se záměrně přidáním obsahem manganu a chromu jsou určeny převážně k chemicko-tepelnému zpracování. Je dobře tvařitelná za tepla a vykazuje dobrou obrobitelnost a svařitelnost. Ocel má dobrou odolnost vůči opotřebení po cementačním kalení a vysokou povrchovou tvrdost při houževnatosti jádra.

Chemické složení v hmot. % oceli 16MnCr5 je uvedeno v tab.2. V tab. 3 jsou uvedeny mechanické vlastnosti této oceli. Tab. 4 znázorňuje doporučené teploty tepelného, resp. chemicko-tepelného zpracování. [31]

**Tab. 2: Chemické složení v hmot. % oceli 16MnCr5. [31]**

Chemické složení [hmot. %]	C	Si	Mn	P	S	Cr
	0,14-0,19	max. 0,40	1,00-1,30	max. 0,035	max. 0,035	0,80-1,10

Tab. 3: Mechanické vlastnosti oceli 16MnCr5. [31]

Mechanické vlastnosti	Průměr [mm]	Re [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	KCU [J.cm <sup>-2</sup> ]
	d ≤ 11	min. 735	1030 - 1375	8	min. 25
	11 < d ≤ 25	min. 540	785 - 1080	9	min. 30
	25 < d ≤ 40	min. 490	685 – 930	10	min. 30

Tab. 4: Doporučené teploty pro tepelné zpracování oceli 16MnCr5. [31]

Tepelné zpracování		Teplota [°C]	Ochlazování
Žihání normalizační		810 – 840	vzduch
Žihání na měkko		680 – 720	pec
Kalení		810 – 840	olej/lázeň (150 - 200 °C)
Popouštění		150 – 200	vzduch
Cementování	plyn	890 – 930	vzduch/ochlaz. jednotka
	prášek	860 – 900	cementační krabice/vzduch
	solná lázeň	890 – 910	vzduch
Zušlechťování	kalení	850 – 880	olej/voda (větší součásti)
	popouštění	dle pož. tvrdosti	vzduch
Teploty přeměn	Ac1 ~ 740 °C	Ac3 ~ 810 °C	Ms ~ 400 °C

## 7.2 Využití oceli 16MnCr5

Nejobvykleji se používá k výrobě vodicích čepů, razníků pro formy, hřídele, ozubená kola, pastorky, ozubené tyče, zubové spojky, pístní čepy, vodící lišty, vodící tyče, měřicí nástroje a všeobecně pro cementované nástroje. [31]

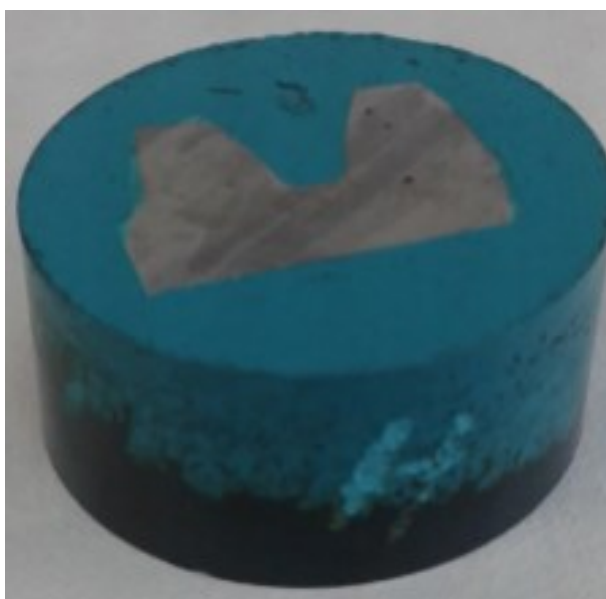


## 8 Použité experimentální metodiky

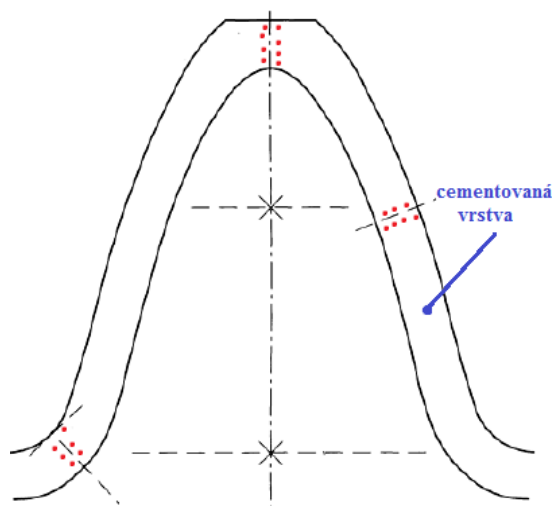
### 8.1 Tvrdost a hloubka cementačních vrstev

Hodnocení tvrdosti a hloubky cementovaných vrstev bylo provedeno na příčných řezech vzorků u všech třech cementovaných kol, viz obr. 30. Hodnocení tvrdosti bylo provedeno na třech místech zubu každého vzorku pomocí mikrotvrdoměru Leco AMH 2000 se zatížením HV 0,1, viz obr. 31. Pomocí průběhu testů tvrdosti v závislosti na vzdálenosti vtisku od okraje lze zjistit, do jaké hloubky byla součást cementována, jestliže známe smluvní hodnotu tvrdosti 550 HV pro hloubku cementovaných vrstev.

Příčné vzorky vytvořené stejným způsobem u všech 3 ozubených kol byly zalisovány za tepla do univerzální bakelitové pryskyřice (MultiFast), následně byly broušeny na brusných papírech SiC s odstupňovanou zrnitostí. Následovalo mechanické leštění diamantovou suspenzí. Před vyhodnocením mikrostruktury byly vzorky leptány opakovaně v roztoku 4%  $\text{HNO}_3$  v ethanolu (Nital) pro dosažení lepšího kontrastu mezi martenzitem a zkoumaným zbytkovým austenitem. Příprava metalografických výbrusů hraje významnou roli pro správné hodnocení obrazu pomocí obrazové analýzy.



Obr. 30: Vzorek v příčném řezu zubu.



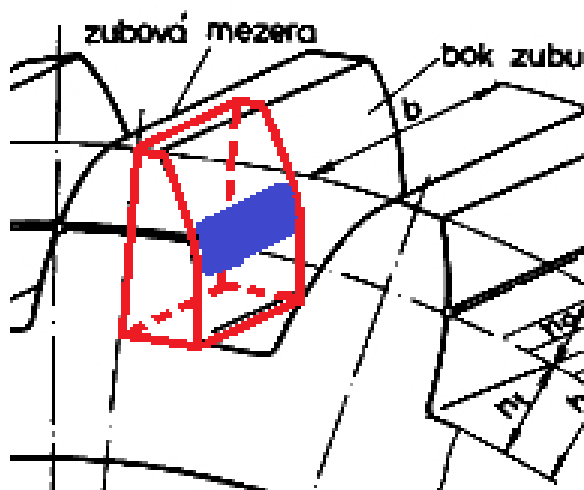
Obr. 31: Vyznačené oblasti (červené tečky) průběhů testů tvrdosti

## 8.2 Kvantitativní analýza obsahu zbytkového austenitu

### 8.2.1 Metoda digitálního zpracování obrazu

#### 8.2.1.1 Příprava vzorků

Všechny vzorky lišící se technologickými úpravami chemicko-tepelného, popř. tepelného zpracování byly odebrány pomocí kotoučové pily s vodním chlazením v podélném řezu ozubení, aby bylo možné vyhodnotit zbytkový austenit pomocí obrazové analýzy v místě zubu s největším záběrem. Náčrt jednoho podélného vzorku je vyobrazen na obr. 32.



Obr. 32: Náčrt podélného vzorku, kde červená barva zobrazuje tvar vzorku a modrá barva představuje přibližnou zkoumanou oblast.

Následně byly všechny podélné vzorky zalisovány za tepla do bakelitové pryskyřice (MultiFast) tak, že vzorek byl položen do lisu na zalisování boční stranou zubu. Broušení v tomto případě bylo o něco složitější, protože se musela spočítat šířka vzorku, aby se docílilo požadované zkoumané hloubky 0,05 mm pod povrchem. Požadovaná šířka vzorku v bakelitu

byla vypočtena jako cca 3 mm. Proto se při broušení vzorků pomocí brusných SiC papírů s odstupňovanou drsností 500, 600, 800 a 1500 pečlivě měřila šířka vzorku, aby vypočtená hodnota nebyla překročena. Následně byly vzorky mechanicky leštěny s diamantovou suspenzí. Před vyhodnocením se vzorky leptaly v roztoku 2%  $\text{HNO}_3$  v ethanolu (Nital) k získání potřebného kontrastu mezi martenzitem a zbytkovým austenitem.

### 8.2.1.2 Popis metody analýzy

Dokumentace mikrostruktury vzorků byla pořízena pomocí inverzního metalografického mikroskopu OLYMPUS GX 51 při zvětšení 500x. Dobrá příprava metalografických výbrusů zajistila, že mikrostruktura byla snímkována bez použití funkce, tzn. *Extended Focus*, který má za úkol upravit nerovnoměrně zaostřený obraz skládáním z dílčích fotografií.

V případě metalografického hodnocení bylo požadováno, aby byla analýza provedena na 10 zorných polích při zvětšení mikroskopu 500x. U dvou vzorků (**vzorek A**, **vzorek B**) byl vyhodnocen podíl zbytkového austenitu z 10 snímků pro každý vzorek. Pro třetí vzorek (**vzorek C** zakalený do oleje) byly pořízeny pouze 2 snímky, protože u tohoto vzorku byl zbytkový austenit obtížně rozlišitelný, jeho podíl byl nízký a ani morfologie martenzitu neodpovídala obvyklému stavu pro cementované vrstvy.

Pro stanovení podílu zbytkového austenitu byl použitý programy *ImagePro Analyser 7.0* a *Gray Level Analyser* s delinearizačním filtrem. Výběr zkoumané oblasti tvořené fází/strukturní složkou se nejčastěji provádí prahováním, kdy výsledkem je binární obraz, ve kterém je pixelům detekovaných oblastí přiřazena hodnota 1 (nebo 255) a zbývajícím pixelům je přiřazena hodnota 0. Při tomto druhu prahování je nutné, aby obrazové body detekovaných oblastí (fází nebo strukturních složek) měly stejnou či podobnou hladinu šedi.

Detekce se dvěma prahy spočívá v tom, že pixel je označen jako bod zkoumané oblasti, jestliže jeho hladina šedi padne do intervalu  $\langle g_a, g_b \rangle$ .

Detekce s jedním prahem  $g_t$  spočívá v tom, že obrazové body s vyšší (nižší) hodnotou prahu jsou detekovány jako body oblastí (fází, strukturních složek) a zbylé obrazové body jsou detekovány jako pozadí.

Pro detekci oblastí zbytkového austenitu byly použity tyto metody prahování, resp. úpravy obrazu:

1. Subjektivní nastavení hladin šedi zbytkového austenitu;
2. Určení střední hladiny šedi zbytkového austenitu;
3. Použití delinearizačního filtru s následným subjektivním nastavením hladin šedi zbytkového austenitu;

4. Použití delinearizačního filtru s následným určením střední hladiny šedi zbytkového austenitu.

Pomocí programu *Gray Level Analyser* s delinearizačním filtrem byla provedena delinearizace všech snímků pořízených optickým mikroskopem. Použitím tohoto filtru se mění průběh hladin šedi v rozhraní martenzit/zbytkový austenit a tím se zvyšuje strmost změn hladin šedi, což má za následek ostré rozhraní. Prahová úroveň pro Sobelův operátor byla nastavena na hodnotu 20 až 30 pro jednotlivé vzorky (snímky) při velikosti matice definující rozhraní 5x5 pixelů.

Postup od úpravy obrazu až po vyhodnocení podílu zbytkového austenitu v programu *ImagePro Analyser 7.0* byl následující:

- Převod obrazu do 8 bitové škály v 256 hladinách úrovní šedi;
- Upravení obrazu: v některých případech byla využita gama korekce 1,0 a 0,5;
- Stanovení hodnoty hladiny šedi metodou prahování ze dvou maxim histogramu hladin šedi pomocí subjektivního hodnocení nebo určením střední hodnoty hladiny šedi zbytkového austenitu (střední hodnota byla určena z 12 náhodných oblastí, které byly přiřazeny zbytkovému austenitu).
- Výpočet byl proveden pomocí zvolené funkce „per area“, díky které lze získat podíl plochy objektů (tj. plochy oblastí zbytkového austenitu) k celkové ploše snímku v %.

## **8.2.2 RTG difrakční analýza**

### **8.2.2.1 Příprava vzorků a popis měření**

Pro rtg difrakční analýzu k hodnocení podílu zbytkového austenitu byly použity stejné podélné vzorky jako u obrazové analýzy jen v nenaleptaném stavu.

#### **8.2.2.2 Popis měření**

Měření obsahu zbytkového austenitu probíhalo na přístroji Bruker-AXS D8 Advance (Německo) s  $2\theta/\theta$  geometrií měření a s pozičně citlivým detektorem LynxEye za podmínek:

- záření  $\text{CoK}\alpha/\text{Fe}$  filtr,
- napětí 40 kV,
- proud 40 mA,
- divergentní clona  $0,28^\circ$ .

Dále byl použit krokový režim s krokem  $0,014^\circ 2\theta$  s celkovým časem kroku 1,25 s (sumace pěti měření s krokem 0,25 s) a s digitálním zpracováním výsledných dat. Jak pro měření, tak pro vyhodnocování byly použity firemní programy Bruker Diffra Suite.

Pro kvalitativní vyhodnocení byla dále použita databáze difrakčních dat PDF-2, verze 2011 (International Centre for Diffraction Data, Pennsylvania, USA).

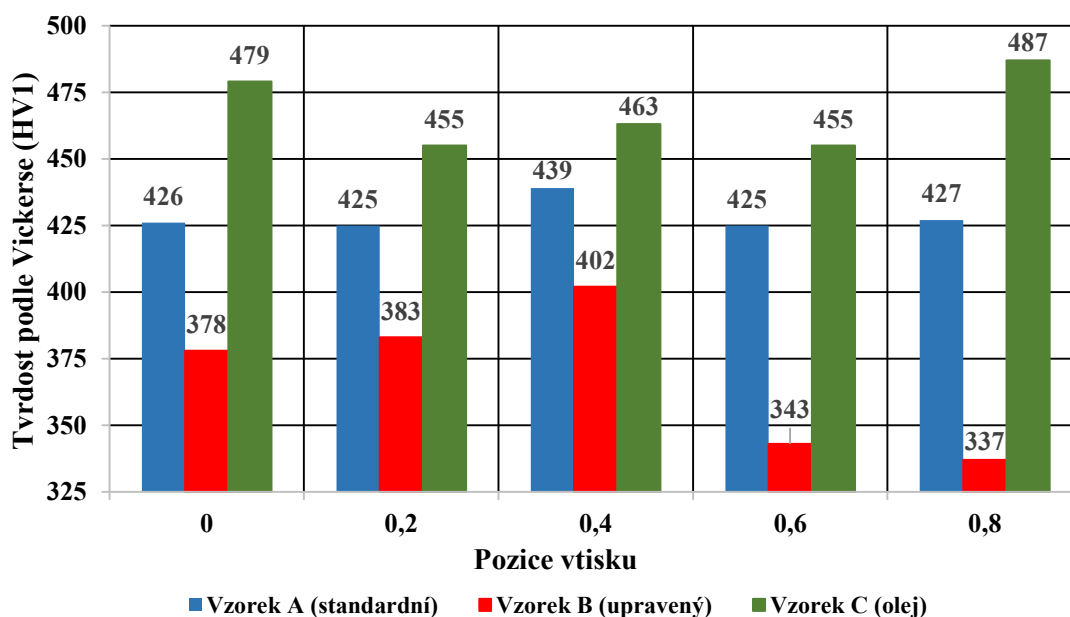
Pro semikvantitativní analýzu byl použit program Bruker Topas verze 4.2. Kvantifikace je založena na Rietveldově metodě strukturní analýzy z práškových difrakčních dat a spočívá v modelování difrakčních spekter s použitím známých strukturních dat (mřížkové parametry, pozice atomů ve struktuře, prostorová grupa, obsazovací faktory atd.) pro jednotlivé minerální fáze a s následným porovnáním s naměřeným difrakčním záznamem pomocí vícerozměrné regrese. Vstupní strukturní data byla převzata z Bruker Diffra<sup>Plus</sup> Topas Structure Database. Byla použita strukturní data pro  $\alpha$ -Fe a  $\gamma$ -Fe.

Použitá metoda kvantifikace představuje mírně upravenou Rietveldovu metodu strukturní analýzy z práškové difrakce. Ze strukturních dat vypočtený difrakční záznam se při analýze upravuje pomocí různých algoritmů (sférická harmonická analýza) za účelem odstranění vlivů texturace vzorků, anizotropie velikosti částic, částečné dezorientace ve struktuře, mikroabsorbce atd. s cílem dosáhnout co největší shody mezi naměřenými daty a vypočteným průběhem difrakčního záznamu. Výsledkem výpočtu jsou jak tzv. škálovací faktory (odpovídající podílům jednotlivých fází ve vzorku), tak event. i zpřesněná strukturní data pro jednotlivé fáze (pozice atomů v mřížce, mřížkové parametry) a také velikosti jejich krystalitů (krystalových domén), případně mikronapětí v nich.

## 9 Analýza dosažených výsledků

### 9.1 Výsledky mikrotvrdomosti a určení cementované hloubky

Výsledné průběhy tvrdosti v základním materiálu, viz graf 1. naznačují, že nejvyšší průměrná hodnota cca 468 HV1 dosahuje u vzorku, který byl zakalen do oleje, dy tento fakt může mít souvislost s nižší teplotou olejové lázně.. Vzorek vytvořen standardní cementací dosahuje průměrné hodnoty tvrdosti cca 428 HV1. Nejnižší hodnotu tvrdosti lze pozorovat u vzorku, který byl vytvořen cementací s upravenými parametry.

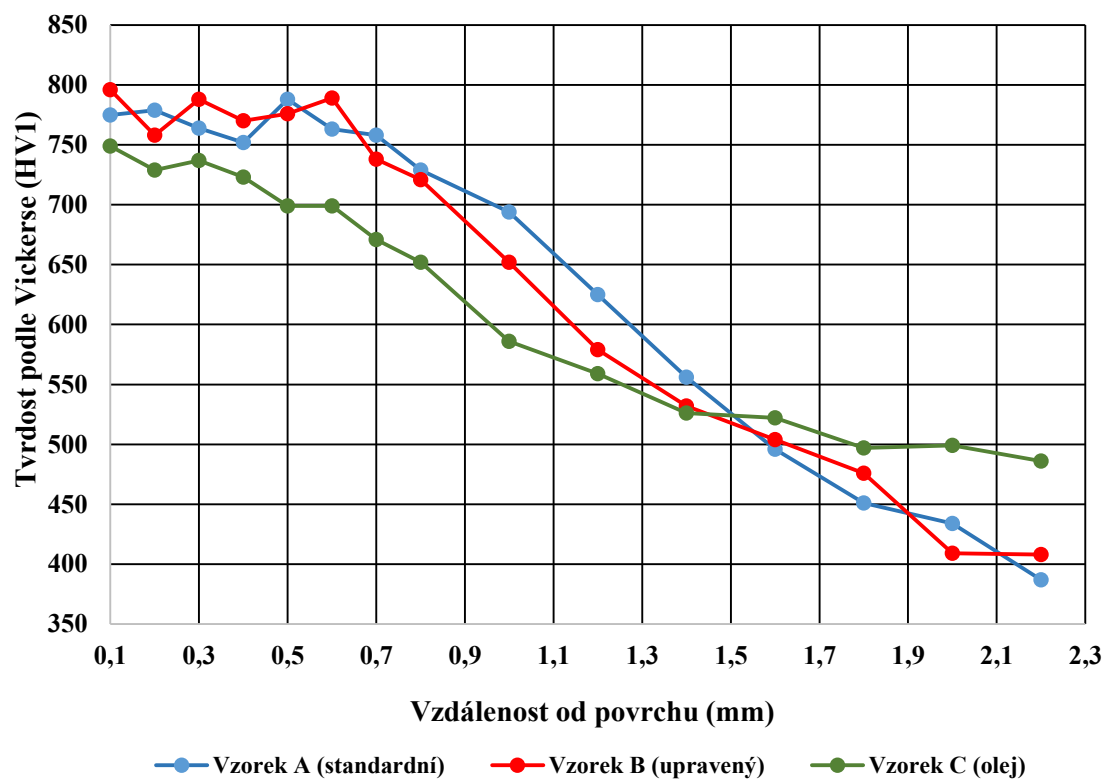


Graf 1: Průběh tvrdostí v oblasti základního materiálu pro jednotlivé vzorky.

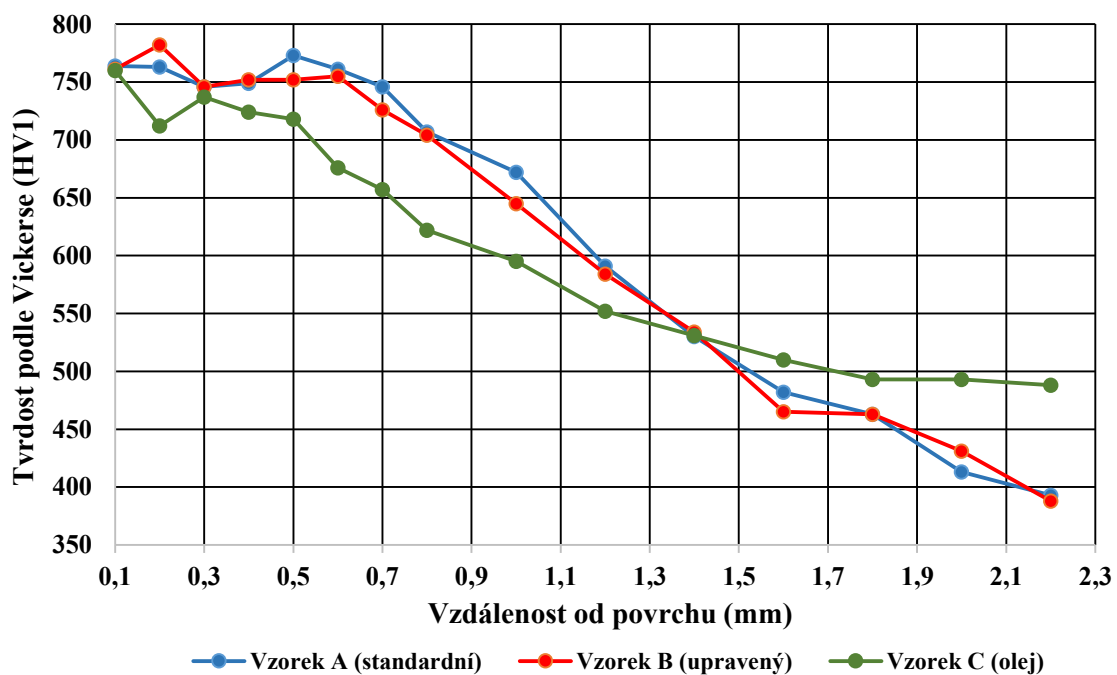
Průběh tvrdosti v oblasti hlavy zubu pro jednotlivé vzorky lze charakterizovat z grafu 2, kdy vzorek A (standardní cementace) a vzorek B (upravená cementace) mají opět podobné hodnoty tvrdosti s totožnou hloubkou cementované vrstvy, která činí hodnoty 1,0 až 1,2 mm. Vzorek C (zakalený do oleje) disponuje menší hodnotou tvrdosti do vzdálenosti 1,6 mm, kdy od této hodnoty je tvrdost vzorku nejvyšší.

V případě tvrdostí v oblasti boku zubu pro jednotlivé vzorky lze z grafu určit, že u vzorku A (standardní cementace) a u vzorku B (upravená cementace) jsou průběhy tvrdostí téměř totožné, viz graf 3. Liší se pouze vzorek C (zakalený do oleje), kdy tento vzorek má nejnižší tvrdost ze všech vzorků do vzdálenosti cca 1,6 mm, ale od této hodnoty jeho tvrdost roste.

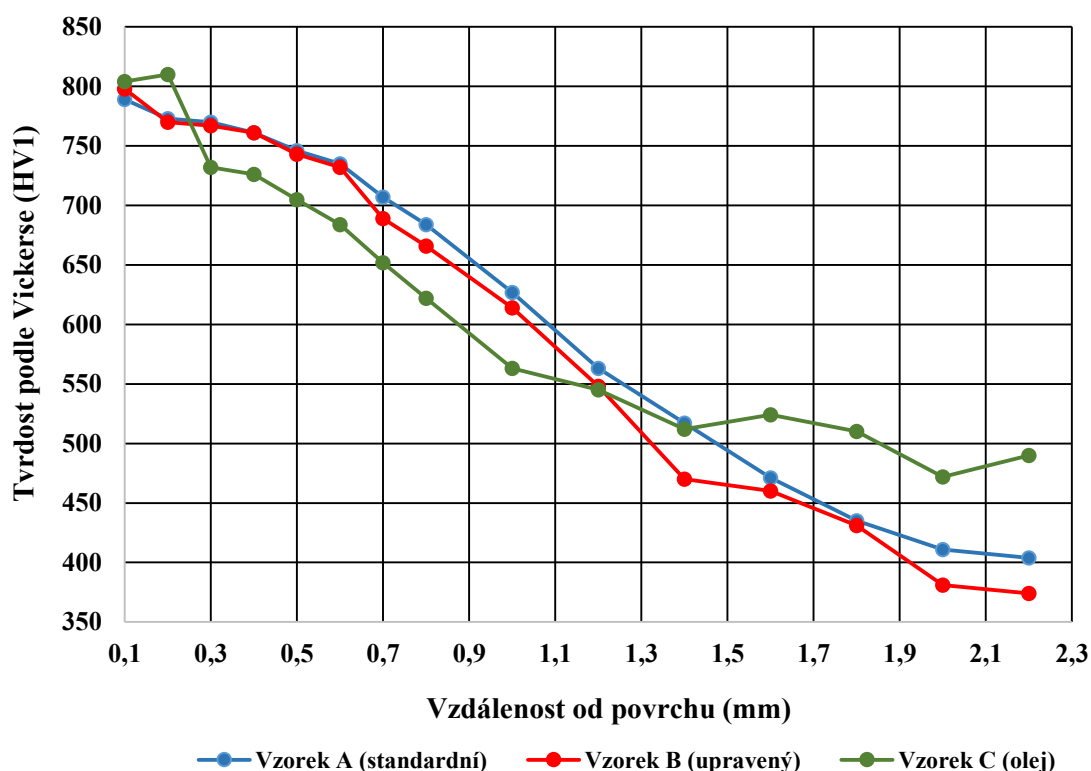
V oblasti paty zubu, viz graf 4, jsou hodnoty tvrdostí u vzorku A a vzorku B opět téměř shodné, u vzorku C (zakalený do oleje) jsou hodnoty tvrdosti do vzdálenosti 1,4 mm nižší, než v případě dvou předešlých vzorků, ale od této vzdálenosti hodnoty dosahují nejvyšší tvrdosti ze všech vzorků.



Graf 2: Průběh tvrdostí v oblasti hlavy zubu pro jednotlivé vzorky.



Graf 3: Průběh tvrdostí v oblasti boku zubu pro jednotlivé vzorky.



Graf 4: Průběh tvrdostí v oblasti paty zubu pro jednotlivé vzorky.

Tab. 5: Hloubka cementační vrstvy pro jednotlivé vzorky v různých místech měření.

Hloubka cementační vrstvy jednotlivých vzorků [mm]			
Oblast zubu/Vzorek	A (standard)	B (upravený)	C (olej)
Hlava zubu	1,2 – 1,4	1,0 – 1,2	1,0 – 1,2
Bok zubu	1,0 – 1,2	1,0 – 1,2	1,0 – 1,2
Pata zubu	1,0 – 1,2	1,0 – 1,2	1,0 – 1,2

V tab. 5 jsou znázorněny hloubky cementovaných vrstev ve třech oblastech zubu jednotlivých vzorků, které se výrazně neliší, tyto hodnoty se pohybují nejčastěji v intervalu od 1,0 do 1,2 mm.

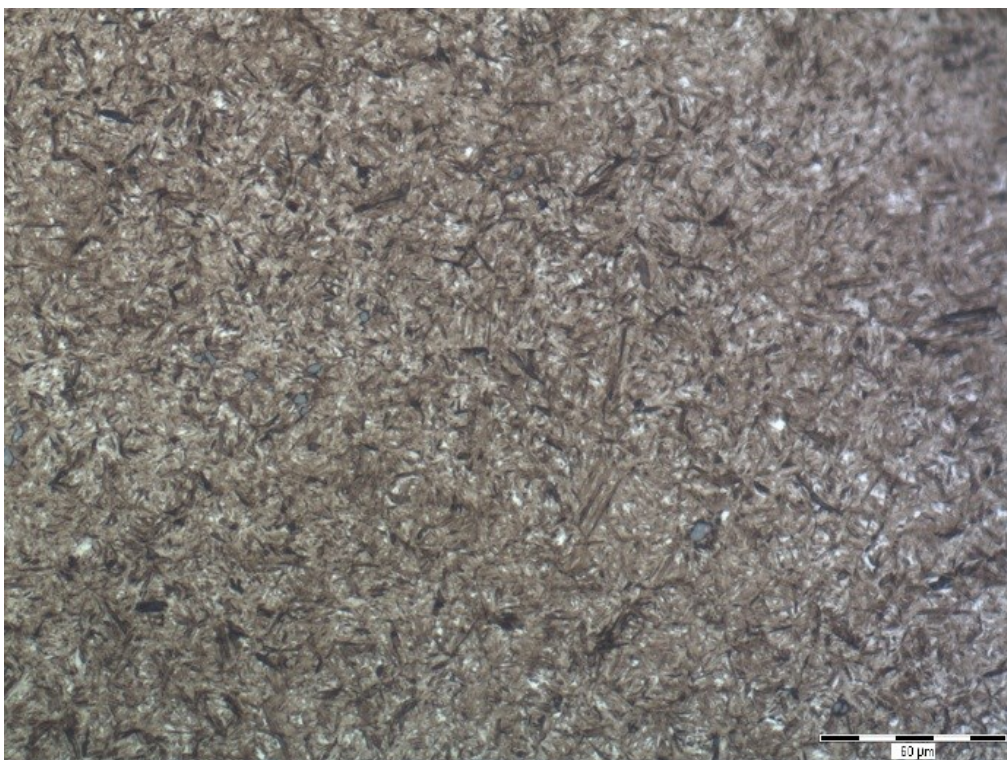
## 9.2 Mikrostruktura zkoumaných vzorků

Mikrostruktura jednotlivých vzorků je zobrazena na obr. 33–38. Porovnání snímku příčného řezu vzorku A (standardní cementace, obr. 33) a vzorku B (upravený uhlíkový potenciál, obr. 34) dokazuje ve vzorku B snížený obsah zbytkového austenitu (bílá barva na snímku). U vzorků podélných řezů (obr. 36 a obr. 38) je tento fakt také znatelný u vzorku B (upravený uhlíkový potenciál), který má navíc jemnější strukturu. Obr. 35 a 36 zobrazuje mikrostrukturu vzorku C (olej).



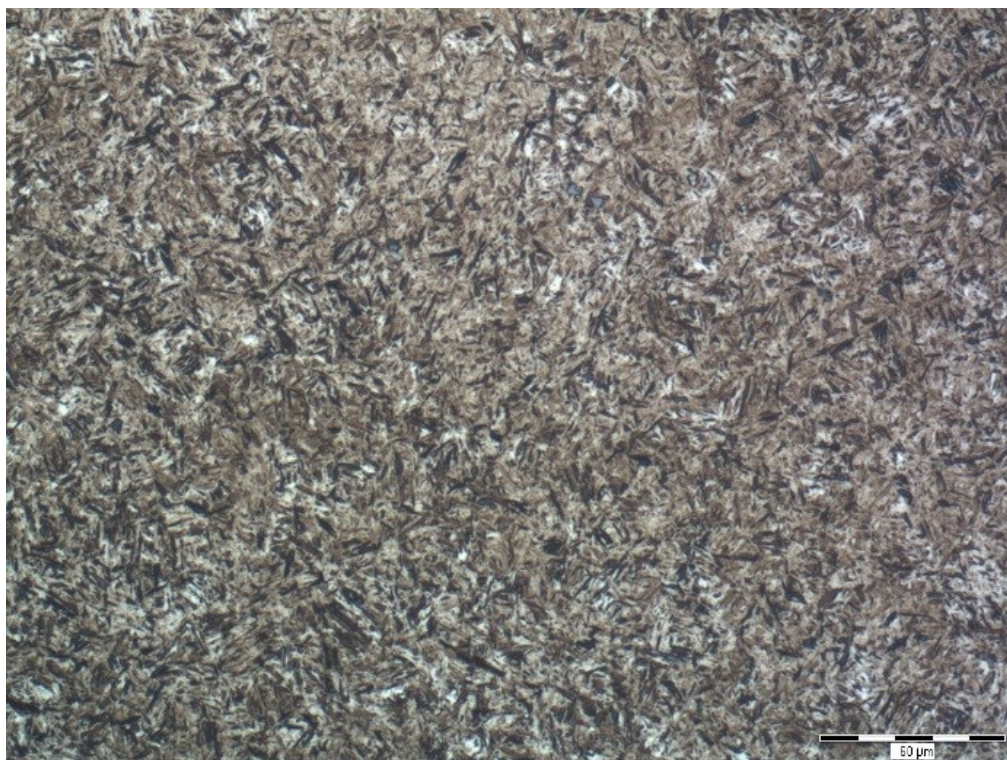


**Obr. 33: Mikrostruktura vzorku A (standardní cementace) - bok zubu – příčný řez, hodnota měřítka 60 μm.**

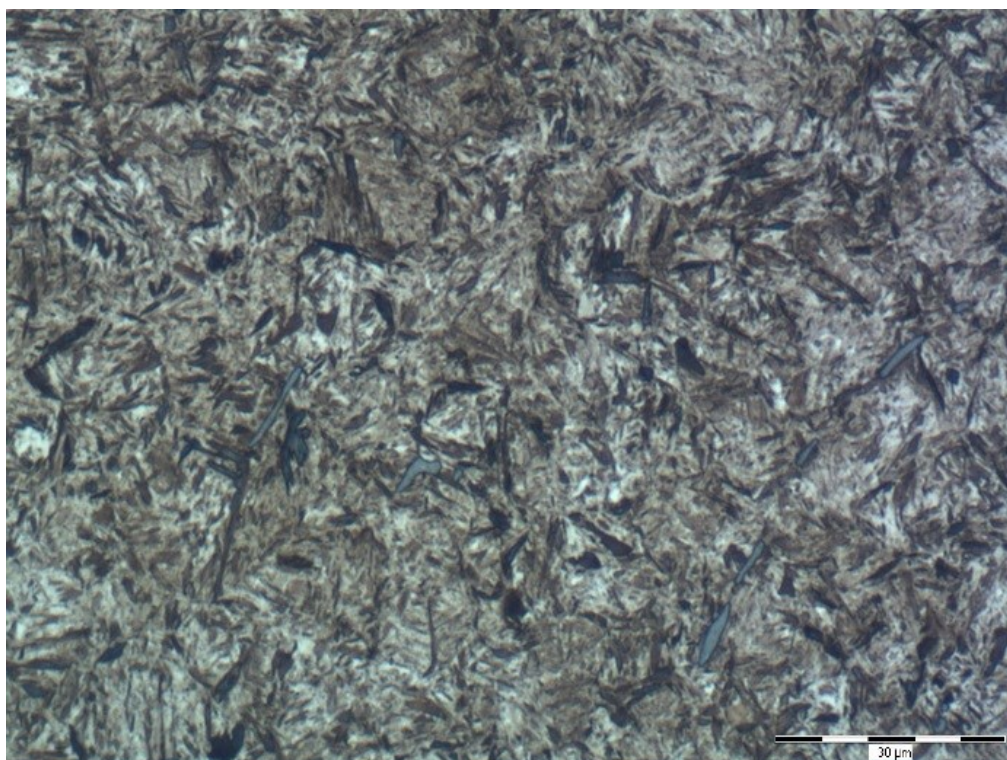


**Obr. 34: Mikrostruktura vzorku B (upravená cementace) – bok zubu - příčný řez, hodnota měřítka 60 μm.**



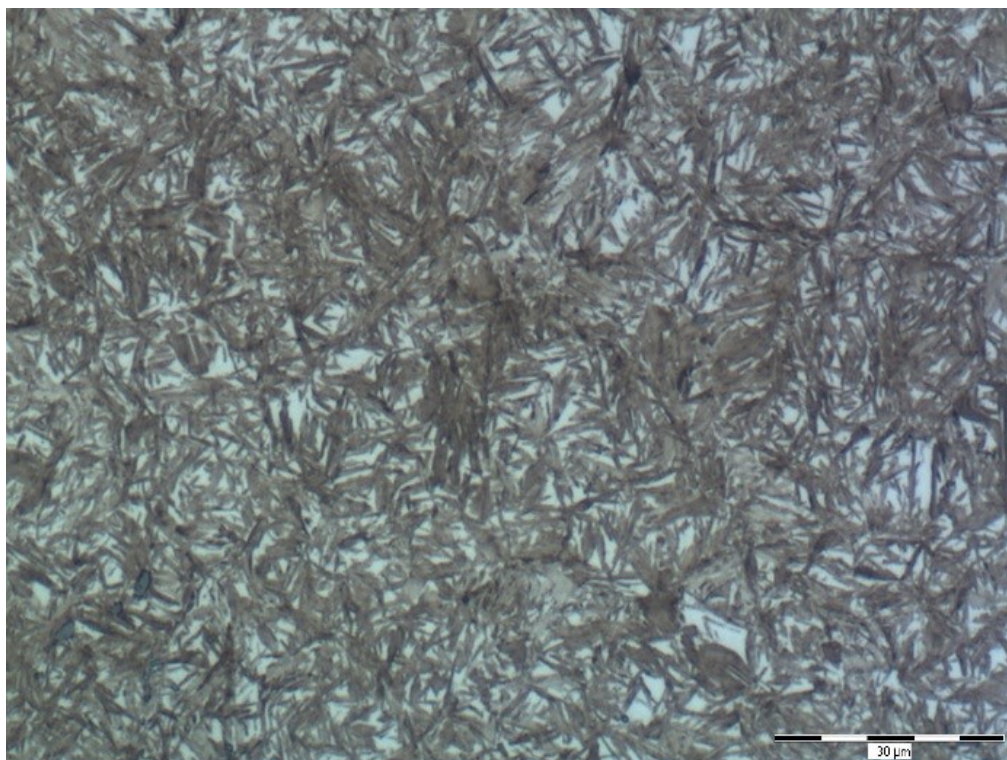


**Obr. 35: Mikrostruktura vzorku C (olej) - bok zubu - příčný řez, hodnota měřítka 60  $\mu\text{m}$ .**

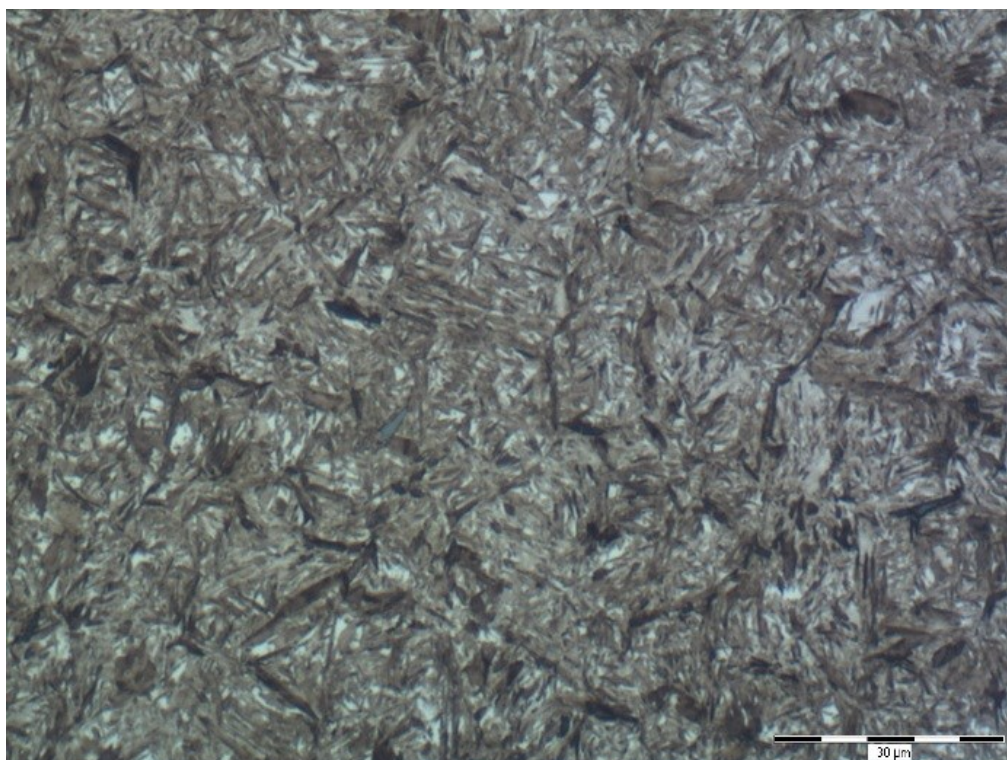


**Obr. 36: Mikrostruktura vzorku C (olej) – podélný řez, hodnota měřítka 30  $\mu\text{m}$ .**





**Obr. 37: Mikrostruktura vzorku A (standard) – podélný řez, hodnota měřítka 30 μm.**



**Obr. 38: Mikrostruktura vzorku B (upravený) – podélný řez, hodnota měřítka 30 μm.**

### 9.3 Výsledky metody digitálního zpracování obrazu

V tab. 6 jsou výsledky hodnocení obsahu zbytkového austenitu pomocí kvantitativní metalografické analýzy provedené digitální úpravou obrazu. Z tabulky je zřejmé, že obsah zbytkového austenitu u vzorku A se pohybuje od cca 10 do 13 hm. %, u vzorku B je to cca od 6 do 11 hm. %. Pro asi nejpřesnější metodu stanovení (č. 4) je rozdíl v obsahu zbytkového austenitu mezi vzorky A a B 4 hm. %, to znamená, že snížení uhlíkového potenciálu atmosféry při cementaci vedlo k poklesu obsahu zbytkového austenitu po následném kalení. Při metalografickém hodnocení je možné očekávat podhodnocení obsahu zbytkového austenitu, protože řada oblastí zbytkového austenitu není rozlišitelná ani při maximálním zvětšení, které světelná mikroskopie umožňuje.

Tab. 6: Výsledky hodnocení obsahu zbytkového austenitu metalograficky. Interval spolehlivosti byl určen pro hladinu významnosti  $\alpha = 0,05$ .

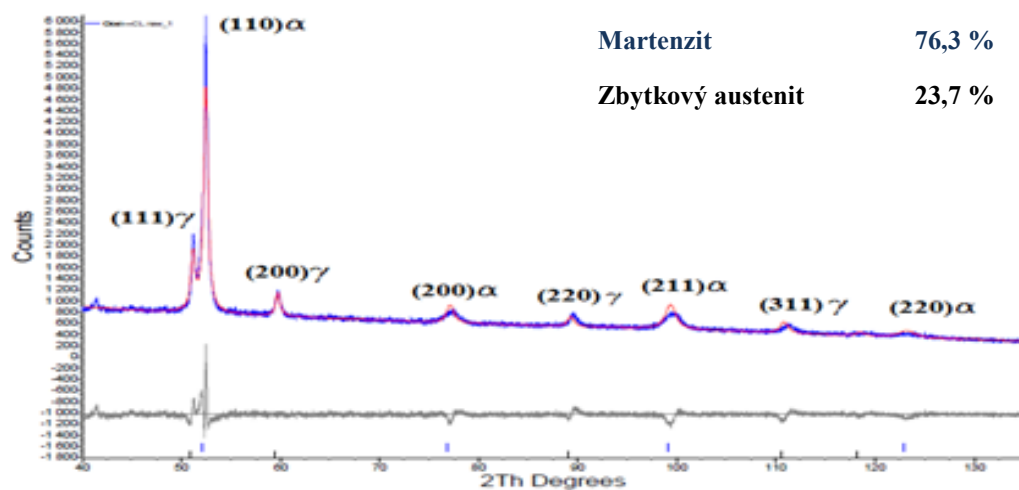
Metoda	Vzorek		
	A (standard)	B (upravený)	C (olej)
<b>1. Subjektivní nastavení prahu:</b> Střední hodnota obsahu zbytkového austenitu	11,9 %	10,9 %	10,7 %
Výběrová směrodatná odchylka	2,5	2,7	
Střední hodnota obsahu austenitu $\pm$ interval spolehlivosti	11,9 $\pm$ 1,8 %	10,9 $\pm$ 1,9 %	
<b>2. Určená střední prahová hodnota:</b> Střední hodnota obsahu zbytkového austenitu	10,4 %	5,8 %	6,1 %
Výběrová směrodatná odchylka	1,4	1,0	
Střední hodnota obsahu austenitu $\pm$ interval spolehlivosti	10,4 $\pm$ 1,0 %	5,8 $\pm$ 0,5 %	
<b>3. Subjektivní nastavení prahu po delinearizaci:</b> Střední hodnota obsahu zbytkového austenitu	12,8 %	7,8 %	9,4 %
Výběrová směrodatná odchylka	1,9	1,3	
Střední hodnota obsahu austenitu $\pm$ interval spolehlivosti	12,8 $\pm$ 1,3 %	7,8 $\pm$ 0,9 %	
<b>4. Určená střední prahová hodnota po delinearizaci:</b> Střední hodnota obsahu zbytkového austenitu	12,9 %	8,9 %	7,6 %
Výběrová směrodatná odchylka	1,6	1,3	
Střední hodnota obsahu austenitu $\pm$ interval spolehlivosti	12,9 $\pm$ 1,1 %	8,9 $\pm$ 0,9 %	

## 9.4 Výsledky RTG difrakční analýzy

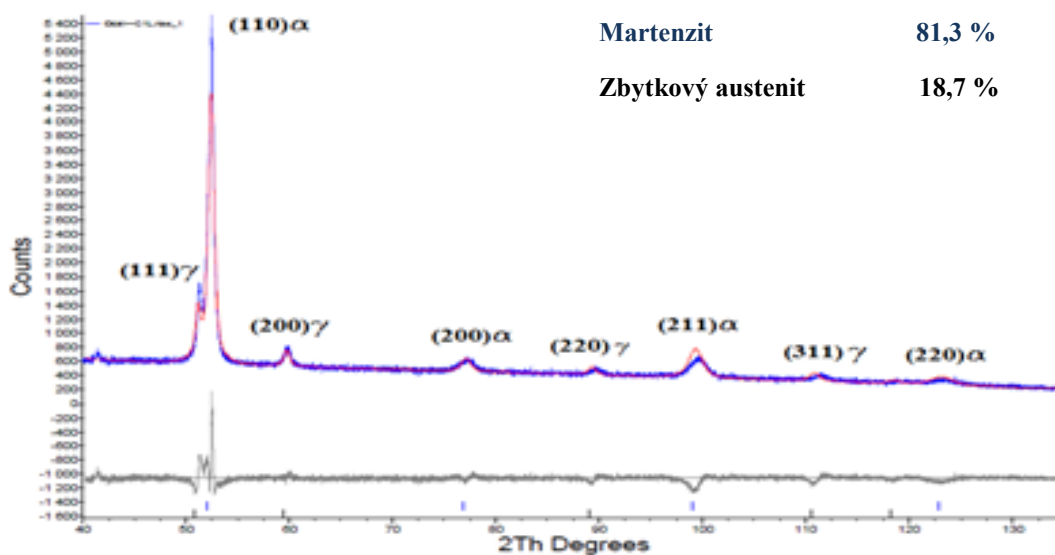
Výsledky RTG difrakční analýzy jednotlivých vzorků zobrazuje tab. 7. U této analýzy bylo zjištěno v případě vzorku A cca 24 hm. % zbytkového austenitu, u vzorku B byla hodnota nižší a to cca 19 hm. % a u vzorku C cca 6 hm. %. Jsou zde uvedeny i parametry charakterizující přesnost kvantifikace difrakčního záznamu, resp. přesnost interpolace difrakčního záznamu pomocí vypočteného záznamu ( $R_{wp}$ ,  $R_{exp}$ ). Rozdíl v obsahu zbytkového austenitu mezi vzorky A a B činí cca 5 hm %, tzn. i touto metodou bylo zjištěno, že snížení uhlíkového potenciálu při cementaci vede následně k žádoucímu poklesu obsahu zbytkového austenitu ve struktuře bez toho, že by byla negativně ovlivněna např. tvrdost vrstev nebo jejich hloubka. U RTG difrakce se může projevit nadhodnocení obsahu zbytkového austenitu, protože použitá clona může způsobit, že měření probíhalo téměř po celé šířce vzorku (cca 3 mm). Střed šířky vzorku odpovídal hloubce cca 0,05 mm pod povrchem zubu, ale některá místa v celé šířce zubu mohou odpovídat hloubce nižší, kde je možné očekávat vyšší podíl zbytkového austenitu. Zpracované difraktogramy jsou uvedeny v grafech 5-7.

Tab. 7: Výsledky hodnocení obsahu zbytkového austenitu metodou RTG difrakce.

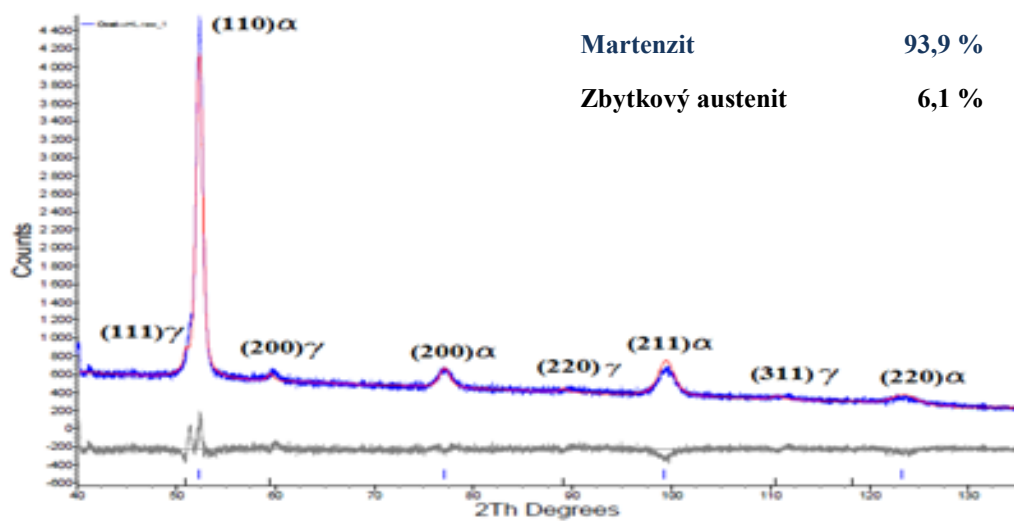
Podíl fáze (hmot. %)			
	Vzorek A (standard)	Vzorek B (upravený)	Vzorek C (olej)
<b>Fe-<math>\gamma</math> (austenit)</b>	<b>23,7 <math>\pm</math> 2,5 %</b>	<b>18,7 <math>\pm</math> 2,5 %</b>	<b>6,1 <math>\pm</math> 2,5 %</b>
<b>Fe-<math>\alpha</math> (martenzit)</b>	<b>76,3 <math>\pm</math> 2,5 %</b>	<b>81,3 <math>\pm</math> 2,5 %</b>	<b>93,9 <math>\pm</math> 2,5 %</b>
<b><math>R_{wp}</math></b>	<b>6,6</b>	<b>7,7</b>	<b>6,2</b>
<b><math>R_{exp}</math></b>	<b>4,0</b>	<b>4,5</b>	<b>4,6</b>



Graf 5: Difraktogram podélného vzorku A (standardní cementace).



Graf 6: Difraktogram podélného vzorku B (upravená cementace).



Graf 7: Difraktogram podélného vzorku C (kalený do oleje).

## 10 Závěr

Cílem této práce bylo ověřit, zda modifikace technologických parametrů cementace, zejména snížení uhlíkového potenciálu atmosféry při vlastním sycení, může vést ke snížení obsahu zbytkového austenitu ve výsledné struktuře cementovaných vrstev ozubených kol. Hodnocení bylo provedeno na ozubených kolech z oceli 14 220, z nichž první bylo zpracováno standardně, pokud jde o parametry nauhličující atmosféry, tak pokud jde o parametry kalení (solná lázeň). Druhé kolo bylo cementováno se sníženým uhlíkovým potenciálem atmosféry, avšak kaleno bylo shodně s prvním. Třetí ozubené kolo bylo cementováno stejně jako první, ale bylo kaleno do oleje o nižší teplotě, než je teplota solné lázně. Primárním cílem bylo ověřit možnost využití nižšího uhlíkového potenciálu atmosféry pro snížení obsahu zbytkového austenitu. Využití oleje jako kalicího média má totiž omezení, vyplývající z vyšších deformací při kalení, s čímž souvisí nutnost větších přídatků na následné broušení apod.

K vyhodnocení obsahu zbytkového austenitu byla použita kvantitativní metalografická analýza metodou digitálního zpracování obrazu a RTG difrakční analýza. V obou případech hodnocení byla potvrzena účinnost sníženého uhlíkového potenciálu pecní atmosféry o 0,1 hm. % C, díky kterému se snížil obsah zbytkového austenitu v povrchové vrstvě oproti standardní cementaci. V případě hodnocení kvantitativní metalografickou analýzou došlo ke snížení obsahu zbytkového austenitu o cca 4 %, v případě RTG difrakční analýzy činil rozdíl cca 5 %. Výsledky RTG difrakční analýzy jsou v porovnání s metalografickou analýzou značně vyšší. Vyhodnocení může být ovlivněno tím, že při RTG analýze se může projevit nadhodnocení obsahu zbytkového austenitu, protože použitá clona znamenala, že měření probíhalo téměř po celé šířce vzorku, kdy mohla být analyzována i místa s vyšším obsahem zbytkového austenitu. Při metalografickém hodnocení je naopak možné očekávat podhodnocení obsahu zbytkového austenitu, protože řada oblastí zbytkového austenitu není rozlišitelná ani při maximálním zvětšení, které světelná mikroskopie umožňuje.

Z výsledků této práce se dá konstatovat, že snaha o snížení obsahu zbytkového austenitu v cementovaných vrstvách ozubených kol pomocí upravené technologie cementování sníženým uhlíkovým potenciálem o 0,1 hm. % se jeví jako úspěšná, a proto by mohla být tato úprava technologie cementování zařazena do výrobního procesu.



## 11 Použitá literatura

- [1] VÁŇOVÁ, P. *Základy tepelného zpracování*. Studijní opora. VŠB-TU Ostrava [online], 2012. [cit. 2016-04-10].
- [2] RYŠ, P., - CENEK, M., - MAZANEC, K., - Hrbek, A. *Nauka o materiálu I. Nauka o kovech. 4. svazek. Železo a jeho slitiny. 2. vyd.* Praha: Academia, 1975, 560 s.
- [3] KRAUSS, G. *Steels: Heat treatment and processing principles*. Ohio: ASM International, ISBN 0-87170-370-X.
- [4] FIALA, J. - KRAUS I. *Povrchy a rozhraní*. Praha: ČVUT v Praze, 2009, ISBN 978-80-01-04248-9.
- [5] SOJKA, J. *Fyzikální metalurgie*, Studijní opora, VŠB-TU Ostrava, [online], 2013. [cit. 2016-04-10].
- [6] TOTTEN, G. E. *Steel heat treatment*. USA: CRC Press, 2007. ISBN 1-57444-719-X.
- [7] SKOČOVSKÝ, P. *Technológia tepelného spracovania kovov*. Bratislava: Alfa, 1984. ISBN 80-7100-831-1.
- [8] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli: Metalografická příručka. 4. přeprac. dopl. vyd.* Praha: SNTL, 1983. 391 s.
- [9] *Základy tepelného zpracování kovů*. [online]. [cit. 2016-03-01]. Dostupné z: [http://jhamernik.sweb.cz/tepelne\\_zpracovani.htm](http://jhamernik.sweb.cz/tepelne_zpracovani.htm)
- [10] THELNING, K. *Steel and its heat treatment 2nd edition*. Boston. 1984. ISBN 04-408-01424-5.
- [11] MACEK K., - ZUNA P., - JANOVEC J. *Tepelné zpracování kovových materiálů*, ČVUT Praha, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [12] TOPICS ABOUT MECHANICAL TECHNOLOGY, MechTech [online], 2016. [cit. 2016-03-01]. Dostupné z: <http://4mechtech.blogspot.cz/2013/11/case-hardening-process-pack-carburizing.html>.
- [13] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II. 2. vyd.* Brno: Akademické vydavatelství CERM s.r.o., 2002. 392 s. ISBN 80- 7204-130-4.
- [14] *ASM Handbook Volume 4 Heat Treating*. USA: ASM International, 1991, 2173 s. ISBN 0- 87170-379-3.
- [15] BOLZANO, B. *Oceli k cementování podle EN 10084*. Technická příručka [online]. [cit. 2016-03-01]. Dostupné z: <http://www.bolzano.cz/cz/technicka-prirucka/tycove-oceli-uhlikove-konstrukcni-a-legovane/oceli-k-cementovani-podle-en-10084>.
- [16] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*, verze Přednášky. [online]. [cit. 2016-03-01]. Dostupné z: <http://tzs.kmm.zcu.cz/TZSprcelk.pdf>
- [17] BODYCOTE. *Tepelné zpracování* [online]. [cit. 2016-03-02]. Dostupné z: <http://www.bodycote.com/cs-CZ/services/heat-treatment/case-hardening-with-subsequent-hardening-operation/carbonitriding.aspx>.
- [18] *Kalení a popouštění* [online]. [cit. 2016-02-02]. Dostupné z: <http://www.elitalycea.wz.cz/files/tep/tep07.pdf>.



- [19] *Cementace*. Fakulta přírodovědně-humanitní a pedagogická Technické univerzity v Liberci [online]. [cit. 2016-04-01]. Dostupné z: [https://moodle.fp.tul.cz/nano/pluginfile.php/194/mod\\_resource/content/2/cementace.pdf](https://moodle.fp.tul.cz/nano/pluginfile.php/194/mod_resource/content/2/cementace.pdf)
- [20] ALG Vacuum technologies. *Vacuum-Based Carburizing*. [online]. [cit. 2016-02-04]. Dostupné z: <http://web.ald-vt.de/cms/vakuuum-technologie/technologien/vacuum-heat-treatment/vacuum-case-hardening/vacuum-based-carburizing>
- [21] VODÁREK, V. *Metody studia struktury*, studijní opora. VŠB-TU Ostrava, 2012, 172 s. ISBN 978-80-248-2559-5.
- [22] JANDOŠ, F. - ŘÍMAN, R. - GEMPERLE, A. *Využití moderních laboratorních metod v metalografii*. Praha: SNTL. 1985. 384 s. ISBN 04-413-85.
- [23] LOUKOTKOVÁ, L. *Metalografie* [online]. [cit. 2016-02-11]. Dostupné z: [http://www.ums.zcu.cz/files/NPV/ppt/loukotova\\_prez.pdf](http://www.ums.zcu.cz/files/NPV/ppt/loukotova_prez.pdf)
- [24] IMAGE PRO®-PLUS, V. 7. 0. F. W. *Start-up Guide*. Počítačový program. Media Cybernetics Inc., 1993-2009.
- [25] WOJNAR, L. *Image analysis Application in Materials Engineering*. New York: CRC Press, 1999, 245 s. ISBN 0-8493-8226-2.
- [26] PALA, D. *Kvantitativní hodnocení vícefázových struktur metodou hodnocení obrazové analýzy*, Diplomová práce. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2003, 49 s.
- [27] ENGLER, O. - RANDLE V. *Introduction to texture analysis, Macrostructure, Microstructure and orientation mapping*. London, 2010, 456 s. ISBN 978-1-4200-6365-3.
- [28] BRÁDLER, J. *Zdroje rtg záření*. [online]. Praha: Fyzikální ústav AV. [cit. 2016-03-05]. Dostupné z: <http://www.xray.cz/kryst/difrakce/bradler/zdroje.htm>
- [29] KRAUS, I. *Úvod do strukturní rentgenografie*. Praha: Academia, 1985, 236 s.
- [30] KRÁLOVÁ, R. – NOVOTNÁ, Z. – BUDÍNSKÝ, R. *Rentgenová difrakce - okno do materiálu. Difrakce rentgenového záření* [online]. [cit. 2016-04-03]. Dostupné z: <http://vega.fjfi.cvut.cz/docs/sfbrtgdifrakce/4.html>
- [31] *Přehled vlastností oceli 16MnCr5 (16MnCrS5)*. [online]. 2016 [cit. 2016-02-20]. Dostupné z: [http://www.bolzano.cz/assets/files/TP/MOP\\_%20Tycova\\_ocel/EN\\_10084/MOP\\_16MnCr5.pdf](http://www.bolzano.cz/assets/files/TP/MOP_%20Tycova_ocel/EN_10084/MOP_16MnCr5.pdf)

## 12 Použité značky

A	tažnost [%]
A <sub>c1</sub>	překrystalizační teplota [°C]
A <sub>c3</sub>	překrystalizační teplota [°C]
A <sub>cm</sub>	sgregační teplota [°C]
HV	tvrdost podle Vickerse
KCU	vrubová houževnatost [J.cm <sup>-2</sup> ]
M <sub>f</sub>	konec martenzitické transformace
M <sub>s</sub>	začátek martenzitické transformace
Re	mez kluzu [MPa]
R <sub>m</sub>	mez pevnosti [MPa]
RTG	rentgenové záření